

Tese submetida ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Santa Catarina para a obtenção do Grau de Doutor em Engenharia Mecânica.

Orientador: Prof. Dr. Lourival Boehs
Co-Orientador: Prof. Dr. Wilson Luiz Guesser

Florianópolis, 2010

ANÁLISE DO DESGASTE DA FERRAMENTA À BASE DE β -Si₃N₄ NA USINAGEM DO FERRO FUNDIDO CINZENTO FC 250 UTILIZANDO TÉCNICAS AVANÇADAS E DE ALTA RESOLUÇÃO
ADRIANA ANA PEREIRA

**ANÁLISE DO DESGASTE DA FERRAMENTA À BASE DE β -Si₃N₄
NA USINAGEM DO FERRO FUNDIDO CINZENTO FC 250
UTILIZANDO TÉCNICAS AVANÇADAS E DE ALTA RESOLUÇÃO**

ADRIANA ANA PEREIRA



**UNIVERSIDADE FEDERAL DE SANTA CATARINA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA**

**ANÁLISE DO DESGASTE DA FERRAMENTA À BASE DE β -Si₃N₄ NA USINAGEM DO
FERRO FUNDIDO CINZENTO FC 250 UTILIZANDO TÉCNICAS AVANÇADAS E DE ALTA
RESOLUÇÃO**

Tese submetida à

UNIVERSIDADE FEDERAL DE SANTA CATARINA

para a obtenção do grau de

DOUTOR EM ENGENHARIA MECÂNICA

ADRIANA ANA PEREIRA

Florianópolis, dezembro de 2010.

Catálogo na fonte pela Biblioteca Universitária
da
Universidade Federal de Santa Catarina

P436a Pereira, Adriana Ana

Análise do desgaste da ferramenta à base de β - Si_3N_4 na usinagem do ferro fundido cinzento FC 250 utilizando técnicas avançadas e de alta resolução [tese] / Adriana Ana Pereira ; orientador, Lourival Boehs. - Florianópolis, SC, 2010.

228 f.: il., grafs., tabs.

Tese (doutorado) - Universidade Federal de Santa Catarina, Centro Tecnológico. Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica.

Inclui referências

1. Engenharia mecânica. 2. Usinagem. 3. Microscopia eletrônica. 4. Ferro fundido. I. Boehs, Lourival. II. Universidade Federal de Santa Catarina. Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica. III. Título.

CDU 621

UNIVERSIDADE FEDERAL DE SANTA CATARINA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

**ANÁLISE DO DESGASTE DA FERRAMENTA À BASE DE β -Si₃N₄ NA USINAGEM DO
FERRO FUNDIDO CINZENTO FC 250 UTILIZANDO TÉCNICAS AVANÇADAS E DE ALTA
RESOLUÇÃO**

ADRIANA ANA PEREIRA

Esta tese foi julgada adequada para a obtenção do título de

Doutor em ENGENHARIA

ESPECIALIDADE: ENGENHARIA MECÂNICA

ÁREA DE CONCENTRAÇÃO: FABRICAÇÃO

sendo aprovada em sua forma final.

Prof. Lourival Boehs, Dr. – Orientador

Prof. Wilson Luiz Guesser, Dr. – Co-Orientador

Prof. Eduardo Alberto Fancello, Dr. – Coordenador do Curso

BANCA EXAMINADORA

Prof. Lourival Boehs, Dr. - Presidente

Prof.^a Ana Helena de Almeida Bressiani, Dra.

Prof. Aloísio Nelmo Klein, Dr. Ing

Prof. João Carlos Espíndola Ferreira, Ph.D.

Prof. Conrado Ramos Moreira Afonso, Dr.

Somente nos EUA são gastos anualmente 300 bilhões de dólares com o processo de usinagem (KOMANDARI; DESAI, 1983 apud NARUTAKI, 1997). Dessa forma, a busca pela redução do custo no referido processo há muito tempo encontrou ressonância na comunidade acadêmica e nas indústrias de manufatura. Recentemente, observou-se, na usinagem do ferro fundido cinzento com ferramenta à base de β - Si_3N_4 , que o aumento na velocidade de corte resulta numa redução do desgaste da ferramenta. Tal “comportamento atípico” assume uma grande importância nas indústrias altamente competitivas, como a automotiva, haja vista os ganhos com a redução no custo de produção e o aumento da produtividade. Assim, o presente trabalho se propõe em explicar esse “comportamento atípico”, isto é, a redução no desgaste da ferramenta com o aumento na velocidade de corte. Os corpos de prova para esta pesquisa foram produzidos em ferro fundido cinzento FC 250 e em condições de fabricação comercial. Os ensaios de usinagem foram desenvolvidos pelo processo de torneamento externo longitudinal com ferramenta à base de β - Si_3N_4 , classe CC6090, nas velocidades de corte de 300 a 700 $\text{m}\cdot\text{min}^{-1}$. O material da ferramenta de corte, o material da peça, a microestrutura e a composição da *tribolayer* formada na ferramenta à base de β - Si_3N_4 durante a usinagem foram analisados em detalhe usando microscópios eletrônicos de varredura, microscópios eletrônicos de transmissão e microscópios eletrônicos de transmissão por varredura combinados com espectroscopia de energia dispersiva de raios-X (EDS) e difração de elétrons de área selecionada (SAED). A microestrutura da ferramenta de corte, da *tribolayer* e da interface ferramenta-*tribolayer* foi analisada detalhadamente utilizando microscopia eletrônica de transmissão de alta resolução (HRTEM), espectroscopia por perda de energia de elétrons (EELS), imagens filtradas em energia (EFTEM) e difração de nanofeixe de elétrons (NBD). As amostras de seção transversal da ferramenta para análise no TEM foram preparadas pela técnica de feixe de íons focalizados (FIB) nas regiões com alta concentração dos elementos S, Mn e Al. A redução do desgaste da ferramenta à base de β - Si_3N_4 na usinagem do ferro fundido cinzento FC 250 com o aumento da velocidade de corte é resultado da redução das componentes da força de usinagem; formação de uma camada com alta concentração de alumínio fortemente aderida à superfície da ferramenta; e pela transferência seletiva das inclusões de MnS (no material da peça) para a superfície da ferramenta. Embora a redução das componentes da força de usinagem contribua para a redução do desgaste da ferramenta, o fator determinante é a formação de uma camada, fortemente aderida à superfície da ferramenta, composta principalmente por alumínio. Na usinagem a 300 $\text{m}\cdot\text{min}^{-1}$, as inclusões de MnS aderidas ao SiO_2 , quando submetidas às tensões de cisalhamento pela superfície inferior do cavaco, são facilmente removidas do gume devido à diferente densidade entre o SiO_2 (resultante da oxidação do β - Si_3N_4) e o β - Si_3N_4 . Na usinagem a 700 $\text{m}\cdot\text{min}^{-1}$, como resultado das condições desenvolvidas na interface cavaco-ferramenta, há a formação de uma camada na superfície da ferramenta, composta principalmente por alumínio e fortemente aderida ao β - Si_3N_4 . A inclusão de MnS aderida a essa camada é mantida sobre o gume, contribuindo eficientemente na redução do desgaste da ferramenta à elevada velocidade de corte.

In the U.S. alone, around 300 billion dollars are spent annually on the machining process (KOMANDARI; DESAI, 1983 apud NARUTAKI, 1997). Hence, the search for reduction of costs in this process has long resonated in the academic community and manufacturing industries. Recently, it was observed in the machining of gray cast iron with a β - Si_3N_4 -based cutting tool, that increased cutting speed results in reduced tool wear. Such “atypical behavior” takes on tremendous importance in highly-competitive industries, such as the automotive industry, in light of the gains obtained from lower production costs and higher productivity. Thus, this paper aims to explain this “unusual behavior,” i.e. the reduction in tool wear with increased cutting speed. The work material for this study was produced in gray cast iron FC 250 and under commercial manufacturing conditions. The machining tests were developed by the process of longitudinal external turning with a β - Si_3N_4 -based tool, class CC6090, at cutting speeds of 300 to 700 m.min⁻¹. The cutting tool material, the workpiece material, the microstructure and the composition of the tribolayer formed on the β - Si_3N_4 -based cutting tool during machining were analyzed in detail using scanning/transmission electron microscopy (TEM/STEM) combined with energy dispersive X-ray spectroscopy (EDS) and selected area electron diffraction (SAED). The microstructure of the cutting tool, of the tribolayer, and of the tool–tribolayer interface was analyzed in detail using high resolution transmission electron microscopy (HRTEM), electron energy-loss spectroscopy (EELS), energy-filtered transmission electron microscopy (EFTEM), and nano-beam electron diffraction (NBD). Cross-section samples of the tool for analysis in TEM were prepared by the focused ion beam (FIB) technique in regions with high concentration of the elements S, Mn and Al. The reduction in the wear of the β - Si_3N_4 -based cutting tool in the machining of gray cast iron FC 250 with an increased cutting speed is a result of a reduction of the components of machining force, by the formation of a layer with a high concentration of aluminum strongly adhered to the tool surface and the selective transfer of inclusions of MnS (in the workpiece material) to the tool surface. Although the reduction of the components of machining force contributes to the reduction of tool wear, the determining factor is the formation of a layer, strongly adhered to the tool surface, composed primarily of aluminum. In machining at 300 m.min⁻¹, the MnS inclusions adhering to the SiO_2 , when subjected to shear stress by the chip undersurface, are easily removed from the cutting edge due to the different density between the SiO_2 (resulting from β - Si_3N_4 oxidation) and the β - Si_3N_4 . In machining at 700 m.min⁻¹, as a result of the conditions developed on the chip–tool interface, there is the formation of a layer on the tool surface, composed primarily of aluminum that is strongly adhered to the β - Si_3N_4 . The MnS inclusion adhering to this layer is maintained on the cutting edge, effectively contributing to the reduction of tool wear at a high cutting speed.

Meus agradecimentos:

Ao professor **Lourival Boehs**, que, em meio às suas inúmeras atribuições pedagógicas e burocráticas na UFSC, dedicou-se à orientação deste trabalho. Agradeço-o também pelas oportunidades nas pesquisas e pela paciente revisão do texto apresentado nesta tese.

Ao professor **Wilson Luiz Guesser**, por ter tido a generosidade de ceder parte do seu tempo e muito de sua sabedoria à correção dos meus equívocos, a sugestão de diversas mudanças e a discussão de certos assuntos.

Infelizmente, as palavras serão um recurso muito limitado para expressar meus agradecimentos ao Eng. **Conrado Ramos Moreira Afonso** (do *Centro de Nanociência e Nanotecnologia Cesar Lattes/Laboratório Nacional de Luzes Síncrotron/Ministério de Ciência e Tecnologia - C2NANO/LNLS/MCT*) e ao Físico **Bráulio Soares Archanjo** (do *Instituto Nacional de Metrologia - INMETRO*), com os quais divido os méritos deste trabalho.

Ao **Sr. Aldeci Santos** da empresa *Sandvik Coromant*, pela atenção e pelo fornecimento das ferramentas de corte e os suportes usados nos ensaios de usinagem.

Este trabalho não teria sido realizado sem a valiosa colaboração do **Eng. Fernando Souza Pereira**, **Sr. Tomas Monteiro Fidélis Neto**, **Sr. Valtair Fabriciano Garcer**, **Sr. Hélio Irineu José** e em especial do **Sr. Sérgio Ari dos Santos**, do *Usicon*, para os quais expresso o meu agradecimento. Ao **Daniel Amoretti Gonçalves**, pelo auxílio na operação do torno Cosmos 20U.

Ao **Sr. Paulo Cezar Silva**, do *Centro de Nanociência e Nanotecnologia Cesar Lattes/Laboratório Nacional de Luzes Síncrotron/Ministério de Ciência e Tecnologia - C2NANO/LNLS/MCT*, pelo auxílio na preparação das amostras para o microscópio eletrônico de transmissão.

Ao Eng. **Cássio Luiz Francisco de Andrade**, da empresa *Tupy Fundições*, por ter disponibilizado os equipamentos e funcionários necessários ao desenvolvimento dos ensaios de usinagem na referida empresa.

Agradeço também a colaboração de funcionários e colegas da empresa *Tupy Fundições*, sobretudo à **Sr^a. Valdinéia Aparecida Costa**, ao **Sr. Moacir José Bento**, ao **Sr. Ailton Luiz Müller**, ao **Sr. Padilha** e ao **Sr. Diovani**, que contribuíram para o desenvolvimento do trabalho nas instalações da referida empresa.

Aos senhores **Jefferson Bettini**, **Conrado Ramos Moreira Afonso**, **Davi Munhoz Benati**, **Kleber Schmidt** e **Paulo Cezar Silva**, do *Laboratório Nacional de Luzes Síncrotron/Ministério de Ciência e Tecnologia - LNLS/MCT*, pelo auxílio no uso do microscópio eletrônico de varredura e microscópio eletrônico de transmissão instalados no *Centro de Nanociência e Nanotecnologia Cesar Lattes - C2NANO*

Ao Professor **Carlos Alberto Achete**, por ter disponibilizado a estrutura do INMETRO à preparação das amostras pela técnica de feixe de íons focalizados.

Ao Professor **Vicente de Paulo Nicolau**, pelas valiosas dicas sobre medição de emissividade e pelas oportunas discussões acerca dos resultados obtidos. Ao **Sr. Edvaldo Brandilio Reinaldo**, do *Laboratório de Ciências Térmicas*, pelo fornecimento dos equipamentos usados na determinação da emissividade, e pelas valiosas dicas e discussões sobre medição da temperatura. Ao **Donati**, pelo auxílio no uso da câmera de infravermelho e do software *ThermaCAM Researcher*, e pela importante ajuda na determinação da emissividade.

Ao **Sr. Vinicius Lago Pimentel**, do *Laboratório de Microscopia de Força Atômica e Tunelamento/Laboratório Nacional de Luz Síncrotron/MCT*, pelo auxílio no uso do microscópio de força atômica.

À **Patrícia Bodanese Prates**, do *Laboratório de Microscopia* do Departamento de Engenharia Mecânica, pelas medições de difração de raios-X, auxílios e discussões sobre identificação e interpretação dos dados obtidos.

À **Deise Rebelo Consoni** e ao **Eduardo de Almeida Isoppo**, do *Laboratório Central de Microscopia Eletrônica da Universidade Federal de Santa Catarina*, pelas medições no microscópio eletrônico de varredura e microscópio eletrônico de transmissão, respectivamente.

Quero agradecer aos professores que compuseram a banca de avaliação pela paciente revisão do texto e pelas diversas sugestões.

Em especial, à **Agência de Fomento CAPES**, pelo indispensável apoio da Bolsa de Pesquisa nas fases iniciais do doutorado.

Ao Professor **Pierre A. Stadelmann**, do CIME – EPFL, pela concessão da licença do programa *Jems* usado na identificação e indexação dos padrões de difração de elétrons.

Finalmente, meu agradecimento para com os meus pais vai além do que pode ser expresso em palavras.

Esta pesquisa foi realizada com o apoio do **Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Santa Catarina (POSMEC/UFSC)**, do **Laboratório de Usinagem e Comando Numérico do Departamento de Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Santa Catarina (USICON/EMC/UFSC)**, da empresa **Tupy Fundições**, do **Centro de Nanociência e Nanotecnologia Cesar Lattes/Laboratório Nacional de Luzes Síncrotron/Ministério de Ciência e Tecnologia (C2NANO/LNLS/MCT)**, do **Instituto Nacional de Metrologia (INMETRO)**, do **Laboratório Central de Microscopia Eletrônica da Universidade Federal de Santa Catarina (LCME/UFSC)**, da **Fundação de Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior (Agência de Fomento CAPES)** e da empresa **Sandvik Coromant**.

RESUMO	1
ABSTRACT	2
AGRADECIMENTOS.....	3
SIMBOLOGIA.....	12
ANACRÔNIMOS.....	14
1 APRESENTAÇÃO	15
1.1 Objetivos	15
1.1.1 Objetivo geral	15
1.1.2 Objetivos específicos.....	16
1.2 Limitações	16
1.3 Estrutura do trabalho	16
1.4 Justificativas e contribuições do trabalho de tese	17
2 REFERENCIAL TEÓRICO SOBRE A USINAGEM DO FERRO FUNDIDO CINZENTO	18
2.1 Formação da “camada protetora” de óxido	19
2.2 Formação da “camada protetora” de sulfeto de manganês.....	22
2.3 Formação do gume posticho à baixa velocidade de corte	26
3 INTERAÇÃO DAS INCLUSÕES NO MATERIAL DA PEÇA COM A FERRAMENTA DE CORTE.	29
3.1 Interface cavaco-ferramenta.....	31
3.2 Formação da “camada protetora”.....	35
3.2.1 Material da ferramenta de corte	39
3.2.2 Parâmetros de corte	42
4 METODOLOGIA, MATERIAIS E EQUIPAMENTOS.....	45
4.1 Metodologia, equipamento e matéria-prima empregada na fundição.....	45
4.1.1 Ensaios mecânicos e medição da dureza	46
4.1.2 Caracterização da microestrutura	46
4.1.2.1 Classificação e distribuição do tamanho da grafita	46
4.1.2.2 Caracterização da matriz.....	47
4.1.2.3 Determinação da quantidade de células eutéticas.....	47
4.1.2.4 Determinação da área, comprimento e distribuição das inclusões de MnS	47

4.1.2.5 Caracterização da microestrutura das inclusões de MnS e da grafita	48
4.2 Metodologia, equipamento e materiais empregados nos ensaios de usinagem	49
4.2.1 Geometria do corpo de prova	49
4.2.2 Seleção da ferramenta de corte	50
4.2.3 Caracterização do material da ferramenta de corte à base de β -Si ₃ N ₄	51
4.2.4 Máquina-ferramenta	51
4.3 Sistema de medição das componentes da força de usinagem	53
4.3.1 Aquisição e tratamento dos dados	54
4.4 Caracterização da <i>tribolayer</i>	55
4.4.1 Preparação da amostra para o TEM	55
5 RESULTADOS EXPERIMENTAIS	63
5.1 Caracterização do material da peça	63
5.2 Caracterização do material da ferramenta de corte	69
5.3 Experimentos de usinagem	73
5.4 Componentes da força de usinagem	78
5.5 Aspecto do cavaco	84
5.6 Caracterização da <i>tribolayer</i>	86
5.6.1 <i>Tribolayer</i> obtida na região com alta concentração de enxofre e manganês na pastilha à base de β -Si ₃ N ₄ empregada na usinagem do ferro fundido cinzento a 300 m.min ⁻¹	86
5.6.2 <i>Tribolayer</i> obtida na região com alta concentração de enxofre e manganês na pastilha à base de β -Si ₃ N ₄ empregada na usinagem do ferro fundido cinzento a 700 m.min ⁻¹	93
5.6.3 <i>Tribolayer</i> obtida na região com alta concentração de alumínio na pastilha à base de β -Si ₃ N ₄ empregada na usinagem do ferro fundido cinzento a 700 m.min ⁻¹	110
6 DISCUSSÃO DOS RESULTADOS EXPERIMENTAIS	120
6.1 Força de usinagem	120
6.2 <i>Tribolayer</i> obtida na região com alta concentração de enxofre e manganês na pastilha à base de β -Si ₃ N ₄ empregada na usinagem do ferro fundido cinzento a 300 m.min ⁻¹	121

6.3 Tribolayer obtida na região com alta concentração de enxofre e manganês na pastilha à base de β -Si ₃ N ₄ empregada na usinagem do ferro fundido cinzento a 700 m.min ⁻¹	125
6.4 Tribolayer obtida na região com alta concentração de alumínio na pastilha à base de β -Si ₃ N ₄ empregada na usinagem do ferro fundido cinzento a 700 m.min ⁻¹	132
7 CONCLUSÕES E SUGESTÕES PARA FUTUROS TRABALHOS	136
SUGESTÕES PARA FUTUROS TRABALHOS	139
CONSIDERAÇÕES FINAIS	141
8 REFERÊNCIAS	142
APÊNDICES	160
APÊNDICE A - CONCEITOS BÁSICOS SOBRE O PROCESSO DE USINAGEM COM FERRAMENTA DE GEOMETRIA DEFINIDA	162
A1 Geometria da Ferramenta	162
A2 Ângulos da Ferramenta....	163
A3 Grandezas de Corte.....	163
A3.1 Grandezas relativas ao cavaco.....	163
A4 Movimento entre a Peça e a Ferramenta de corte.....	164
A5 Velocidades.....	164
A6 Forças na Usinagem.....	165
A7 Desgaste de Flanco e de Cratera.....	165
A8 Região Primária e Secundária de Cisalhamento e Ângulo de cisalhamento.....	166
APÊNDICE B - ESPECIFICAÇÕES TÉCNICAS DOS EQUIPAMENTOS	168
APÊNDICE B1 – Torno CNC Romi Galaxy 30	168
APÊNDICE B2 – Torno CNC Romi® Cosmos 20-U	168
APÊNDICE B3 – Microscópio eletrônico de varredura de emissão de campo- JEOL JSM 6701	168
APÊNDICE B4 – Microscópio eletrônico de transmissão Joel JEM 2100 HTP	169
APÊNDICE B5 - Microscópio Dual Beam FIB/SEM - NOVA 600 NANOLAB usado na preparação das amostras de seção transversal da ferramenta de corte para análise no microscópio eletrônico de transmissão	170

APÊNDICE B6 – <i>Dimple Grinder</i> , modelo 656, marca Gatan®, usado no desbaste e polimento esférico da amostra para análise no microscópio eletrônico de transmissão.....	171
APÊNDICE B7 – Sistema de polimento preciso por ataque iônico, modelo 691, marca Gatan®, usado na preparação da amostra para análise no microscópio eletrônico de transmissão.....	171
APÊNDICE B8 - Plataforma Piezelétrica.....	172
APÊNDICE B9 - Componentes de Força medidos na Plataforma Piezelétrica Kistler® 9257A	172
APÊNDICE B10 - Amplificador de Carga Kistler® 5006.....	173
APÊNDICE B11 - Porta-ferramenta DSSNR 2525M12.....	173
APÊNDICE B12 - Geometria da ferramenta de corte SNMA 120408.....	174
APÊNDICE C1 - Aspecto do cavaco produzido na usinagem do ferro fundido cinzento FC 250 com pastilha à base de $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$ a 700 m.min^{-1}	175
APÊNDICE C2 - Mapeamento por EDS da superfície inferior do cavaco produzido na usinagem do ferro fundido cinzento FC 250 com pastilha à base de $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$ a 700 m.min^{-1}	176
APÊNDICE C3 - Caracterização da superfície inferior do cavaco obtido na usinagem a 300 m.min^{-1}	177
APÊNDICE D1 - Amostra de Seção transversal da <i>tribolayer</i> formada na superfície da ferramenta à base de $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$ na usinagem do ferro fundido cinzento FC 250 a 300 m.min^{-1} e observada no microscópio eletrônico de transmissão <i>Joel JEM 2100 HTP</i>	178
APÊNDICE D2 - Imagem de HRTEM em diferentes valores de <i>defocus</i> da seção transversal da ferramenta de corte à base de $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$ empregada na usinagem do ferro fundido cinzento FC 250 a 700 m.min^{-1}	179
APÊNDICE E1 - Identificação e indexação do padrão de difração de elétrons apresentado na Figura 5.45(a).....	180
APÊNDICE E2 - Identificação e indexação do padrão de difração de elétrons apresentado na Figura 5.45(b).....	181
APÊNDICE E3 - Identificação e indexação da transformada de Fourier apresentada na Figura 5.46.....	182
APÊNDICE E4 - Identificação e indexação da transformada de Fourier apresentada na Figura 5.49.....	183
APÊNDICE E5 - Identificação e indexação da transformada de Fourier apresentada na Figura 5.50.....	184

APÊNDICE E6 - Identificação e indexação da transformada de Fourier apresentada na Figura 5.51(a).....	185
APÊNDICE E7 - Identificação e indexação da transformada de Fourier apresentada na Figura 5.51(b).....	186
APÊNDICE E8 - Identificação e indexação da transformada de Fourier apresentada na Figura 5.52.....	187
APÊNDICE E9 - Identificação e indexação da transformada de Fourier apresentada na Figura 5.53(a).....	188
APÊNDICE E10 - Identificação e indexação da transformada de Fourier apresentada na Figura 5.53(b).....	189
APÊNDICE E11 - Identificação e indexação do padrão de difração de elétrons apresentado na Figura 5.54.....	190
APÊNDICE E12 - Espectro de EDS e análise química semiquantitativa da inclusão 1 apresentada na Figura 5.65.....	191
APÊNDICE E13 - Espectro de EDS e análise química semiquantitativa da inclusão 2 apresentada na Figura 5.65.....	192
APÊNDICE E14 - Espectro e análise química semiquantitativa da inclusão 3 apresentada na Figura 5.65.....	193
APÊNDICE E15 - Identificação e indexação da transformada de Fourier apresentada na Figura 5.66(b).....	194
APÊNDICE E16 - Espectro de EDS e análise química semiquantitativa da inclusão 1 apresentada na Figura 5.67.....	195
APÊNDICE E17 - Espectro de EDS e análise química semiquantitativa da inclusão 3 apresentada na Figura 5.68.....	196
APÊNDICE E18 - Identificação e indexação dos padrões de difração de nanofeixe de elétrons – NBD.apresentados na Figura 5.69.....	197
APÊNDICE E19 - Identificação e indexação da transformada de Fourier apresentada na Figura 5.70(a).....	198
APÊNDICE E20 - Identificação e indexação da transformada de Fourier apresentada na Figura 5.70(b).....	199
APÊNDICE E21 - Identificação e indexação da transformada de Fourier apresentada na Figura 5.71.....	200
APÊNDICE E22 - Identificação e indexação da transformada de Fourier apresentada na Figura 5.72(a).....	201
APÊNDICE E23 - Identificação e indexação da transformada de Fourier apresentada na Figura 5.72(b).....	202

APÊNDICE E24 - Identificação e indexação da transformada de Fourier apresentada na Figura 5.73(b).....	203
APÊNDICE E25 - Identificação e indexação da transformada de Fourier apresentada na Figura 5.75(b).....	204
APÊNDICE F - Relatório da caracterização do material da peça.....	204

SIMBOLOGIA USADA NA USINAGEM

a_p	Profundidade de corte	[mm]
b	Comprimento de corte	[mm]
C_t	Constante de Taylor	
D	diâmetro da peça	[mm]
f	Avanço	[mm]
F	Força de usinagem	[N]
F_c	Força de corte	[N]
F_f	Força de avanço	[N]
F_p	Força passiva	[N]
h	Espessura de corte	[mm]
k	Constante de Taylor	
k_r	Ângulo de direção do gume	[°]
KT	Profundidade de cratera	[μm]
N	rotação	[m.min ⁻¹]
Q	Taxa de material removido	[m ³ .s ⁻¹]
r_ϵ	Raio de quina	[°]
t	Tempo de corte	[min]
T	Vida da ferramenta	[min]
∇	Volume de material removido	[m ³]
VB	Largura média da marca de desgaste de flanko	[mm]
VB_{max}	Largura máxima da marca de desgaste de flanko	[mm]
v_c	Velocidade de corte	[m.min ⁻¹]
v_f	Velocidade de avanço	[m.min ⁻¹]
v_e	Velocidade efetiva de corte	[m.min ⁻¹]
α	Ângulo de incidência	[°]
ϵ	Ângulo de quina	[°]
ϕ	Ângulo de cisalhamento	[°]
κ	Ângulo de quina	[°]
γ	Ângulo de saída	[°]
λ	Ângulo de inclinação	[°]

SIMBOLOGIA USADA NA DIFRATOMETRIA

θ	Ângulo de Bragg	[°]
2θ	Ângulo de difração	[°]
λ	Comprimento de onda	[Å]

SIMBOLOGIA USADA NA MICROANÁLISE QUÍMICA

A	Efeito da absorção	
K	Número quântico	
Z	Número atômico	
wt	Peso percentual	[%]

BSE	Elétron retroespalhado
CBED	Difração com feixe de elétrons convergente
DF	Campo escuro
DRX	Difração de Raios-X
EDS	Espectroscopia de energia dispersiva
EELS	Espectroscopia por perda de energia de elétrons
EFTEM	Microscopia eletrônica de transmissão de energia filtrada
FFT	Transformada de Fourier
FIB	Feixe de íons focalizados
<i>GIF</i>	Filtro de imagem <i>Gatan</i>
HAADF	Detector anular de campo escuro de alto ângulo
HRTEM	Microscópio eletrônico de transmissão de alta resolução
IPEN	Instituto de Pesquisa de Energia Nuclear
LCME	Laboratório Central de Microscopia Eletrônica
LME	Laboratório de Microscopia Eletrônica
LNLS	Laboratório Nacional de Luz Síncrotron
MEV	Microscópio eletrônico de varredura
NBD	Difração de nanofeixe de elétrons
PIPS	Polimento preciso por ataque iônico
SAED	Difração de elétrons de área selecionada
SE	Elétron secundário
STEM	Microscópio eletrônico de transmissão por varredura
TEM	Microscópio eletrônico de transmissão
UFSC	Universidade Federal de Santa Catarina

CAPÍTULO 1

APRESENTAÇÃO

Em 1907, após 26 anos estudando a relação entre velocidade de corte e vida da ferramenta, F.W. Taylor – um dos mais importantes pesquisadores do processo de usinagem – publicou a equação: $v_c = (T)^n$, em que: v_c é a velocidade de corte, T é a vida da ferramenta e “n” é o expoente de vida da ferramenta. Essa equação indica que, à medida que a velocidade de corte aumenta, a vida da ferramenta diminui. Consequentemente, o aumento na velocidade de corte resulta num aumento dos custos com ferramenta. Mundialmente, os custos com ferramenta de corte são estimados em 71 bilhões de dólares (GARDNER, 2008). Dessa forma, a busca pela redução do custo com ferramentas de corte no referido processo há muito tempo encontrou ressonância na comunidade acadêmica e nas indústrias de manufatura.

Recentemente, foi observada, na usinagem do ferro fundido cinzento, uma redução no desgaste da ferramenta à base de β - Si_3N_4 com o aumento da velocidade de corte (SAHM et al. 2002; PRETORIUS; TOOMEY, 2007; GEORGIOS, 2001), divergindo da equação de Taylor (DAHL, 2005). Tal comportamento assume particular importância nas indústrias altamente competitivas, como a automotiva, haja vista o aumento na produtividade e a redução no custo de produção. Durante anos, a investigação sobre esse “comportamento atípico” foi estudada de forma bastante tímida devido às limitações técnicas de caracterização, as quais evoluíram, e muito, nos últimos anos. Assim, é possível, finalmente, propor um trabalho com os objetivos apresentados a seguir.

1.1 Objetivos

1.1.1 Objetivo geral

Estudar os fenômenos químicos e físicos – tribológicos, desenvolvidos na interface cavaco-ferramenta durante a usinagem do ferro fundido cinzento FC 250 com ferramenta de corte à base de β - Si_3N_4 a fim de entender os fatores responsáveis pelo aumento da vida da ferramenta (redução do desgaste) com o aumento da velocidade de corte na usinagem do referido material.

1.1.2 Objetivos específicos

- Caracterizar a microestrutura e a composição química da *tribolayer*¹ formada na superfície da ferramenta à base de β - Si_3N_4 por meio da microscopia eletrônica de transmissão;

¹ O material aderido à superfície da pastilha é formado pelo material da ferramenta e pelo material da peça como resultado das interações física e/ou química desses dois corpos. Por isso, o termo *tribolayer* será usado no presente trabalho para se referir à camada de material na superfície da pastilha.

- Comparar a microestrutura e as propriedades da *tribolayer* formada na superfície da ferramenta à base de β - Si_3N_4 à baixa e à alta velocidade de corte;
- Caracterizar a interface ferramenta-*tribolayer* e a integridade da ferramenta de corte por meio da microscopia eletrônica de transmissão de alta resolução - HRTEM;
- Relacionar a microestrutura da *tribolayer* com a microestrutura do material da peça e da ferramenta;
- Estudar os mecanismos envolvidos na formação da *tribolayer*, quais sejam:
 - O papel da grafita, das inclusões de sulfeto de manganês e dos óxidos;
 - A interação física e química do material da peça com o da ferramenta;
 - A interação física e química das inclusões de MnS com o β - Si_3N_4 e o Al_2O_3 ;
- Determinar o papel da composição química e da microestrutura da ferramenta na formação da *tribolayer* e no desenvolvimento do “comportamento atípico”;
- Estudar os fenômenos químicos e físicos desenvolvidos na interface ferramenta-*tribolayer*;

1.2 Limitações

O entendimento do “comportamento atípico” desenvolvido na usinagem do ferro fundido cinzento é bastante complexo, visto que o completo entendimento necessita da caracterização de uma grande quantidade de amostras de TEM da seção transversal da superfície da ferramenta. Além disso, os resultados dependem de muitos fatores, tais como: composição química do material da ferramenta, percentual de sulfeto de manganês no material da peça, parâmetros de usinagem, emprego de fluido de corte, entre outros. Assim, optou-se por desenvolver um trabalho empregando ferramentas de corte e material da peça com composição comercial.

1.3 Estrutura do trabalho

O trabalho está estruturado em 7 capítulos. Os estudos disponíveis na literatura referentes ao objeto de análise desta pesquisa, isto é, o “atípico comportamento” observado na usinagem do ferro fundido cinzento, assim como as discussões das teorias propostas nos materiais consultados são apresentados no *Capítulo 2*. O *Capítulo 3* aborda a fundamentação teórica sobre a interação física e química das inclusões no material da peça com o material da ferramenta. O *Capítulo 4* descreve a metodologia e as técnicas empregadas para a preparação das amostras de TEM, caracterização do material da peça, da ferramenta, da *tribolayer* e da interface ferramenta-*tribolayer*. A intenção desta pesquisa não é, de forma alguma, esgotar o assunto em discussão, *Capítulo 6*, mas mostrar novos resultados e contribuições, *Capítulo 5*, para o entendimento do “comportamento atípico”, e assim servir como base de informação para trabalhos mais profundos cujas sugestões estão enfatizadas no *capítulo 7*.

1.4 Justificativas e contribuições do trabalho de tese

O entendimento dos fenômenos químicos e físicos - tribológicos, desenvolvidos na interface cavaco-ferramenta na usinagem do ferro fundido cinzento FC 250, permitirá compreender o “comportamento atípico”, isto é, a redução no desgaste da ferramenta com o aumento na velocidade de corte, observado na usinagem do referido material. Dessa maneira, será possível o emprego de parâmetros de corte adequados e de forma a obter um melhor resultado econômico e técnico na usinagem do referido material.

Os conhecimentos obtidos poderão ser incorporados em outros materiais, tais como os demais ferros fundidos ou até mesmo no aço, a fim de melhorar a usinabilidade. Poderão ser usados no desenvolvimento de ferramentas de corte mais favoráveis ao desenvolvimento do “comportamento atípico”.

Nesse contexto, deve-se destacar os ganhos econômicos e ambientais resultantes do correto emprego das ferramentas e dos parâmetros de corte, e da redução do consumo de insumos, respectivamente, como resultado do entendimento dos fenômenos tribológicos na interface cavaco-ferramenta na usinagem do ferro fundido cinzento.

CAPÍTULO 2

REFERENCIAL TEÓRICO SOBRE A USINAGEM DO FERRO FUNDIDO CINZENTO

Sob o impulso da revolução industrial, o ferro fundido recebeu grande ênfase ao seu desenvolvimento em vista de suas propriedades e vantagens econômicas. Atualmente, dentre os materiais metálicos, o ferro fundido é o material mais produzido, após o aço.

Uma das vantagens dos ferros fundidos é a possibilidade que oferecem à obtenção de peças com formas complexas. O bloco de motor de combustão interna ilustra os detalhes e formas que podem ser obtidos com o processo de fundição que se caracteriza como o caminho mais econômico para a fabricação de peça com geometria complexa. No entanto, atualmente, as tolerâncias de fabricação especificadas nos projetos não podem ser obtidas diretamente do processo de fundição. Dessa forma, o processo de usinagem é empregado para obter detalhes específicos, melhorar o acabamento da superfície e a precisão dimensional das peças fundidas.

O motor de combustão interna é um bom exemplo das tolerâncias de fabricação muito “apertada” especificadas nos projetos, as quais somente são possíveis de serem alcançadas por meio da usinagem. Por essas e outras razões, somente nos EUA, o custo de usinagem, segundo Komanduri e Desai (1983 apud NARUTAKI, 1997), é estimado em 300 bilhões de dólares por ano.

Surge nesse cenário a pergunta: Quais são as condições de usinagem que proporcionam o mínimo custo de fabricação? Tal pergunta se baseia essencialmente no fato de que, com o aumento da velocidade de corte, o tempo máquina diminui, reduzindo, conseqüentemente, a parte do custo de fabricação devido à máquina. Porém, diminui simultaneamente a vida da ferramenta, ocasionando um aumento da parte do custo devido à ferramenta (FERRARESI, 1982).

Recentemente, algumas pesquisas têm mostrado que, para o ferro fundido cinzento, essa afirmação apenas é válida à baixa velocidade de corte ou a velocidades de corte muito elevadas. Na usinagem do referido material, o desgaste da ferramenta apresenta um comportamento adverso, isto é, o desgaste diminui com o aumento da velocidade de corte num intervalo específico de velocidade (YAMANE, 1990; REUTER, SCHULZ, MCDONALD 1999; LIU et al. 2002; SAHM et al. 2002; DAHL; HESSMAN, 2005). Esse comportamento observado na usinagem do ferro fundido cinzento vem recebendo atenção em virtude da possibilidade de redução do custo de produção e aumento de produtividade, concomitantemente.

As explicações encontradas na literatura a respeito do “atípico comportamento” observado na usinagem do ferro fundido cinzento são:

- 1º Formação da “camada protetora” de óxido, sugerida por Yamane (1990) e Liu (2002);
- 2º Formação da “camada protetora” de sulfeto de manganês, proposta por Reuter, Schulz e McDonald (1999);
- 3º Formação do gume postiço à baixa velocidade de corte, explicação dada por Dahl e Hessman (2005).

As explicações mencionadas são apresentadas e discutidas a seguir.

2.1 Formação da “camada protetora” de óxido

Os resultados obtidos por Yamane et al. (1987, 1990) na usinagem do ferro fundido cinzento FC 250 com ferramenta de nitreto de silício são apresentados nas Figuras 2.1(a) e 2.2.

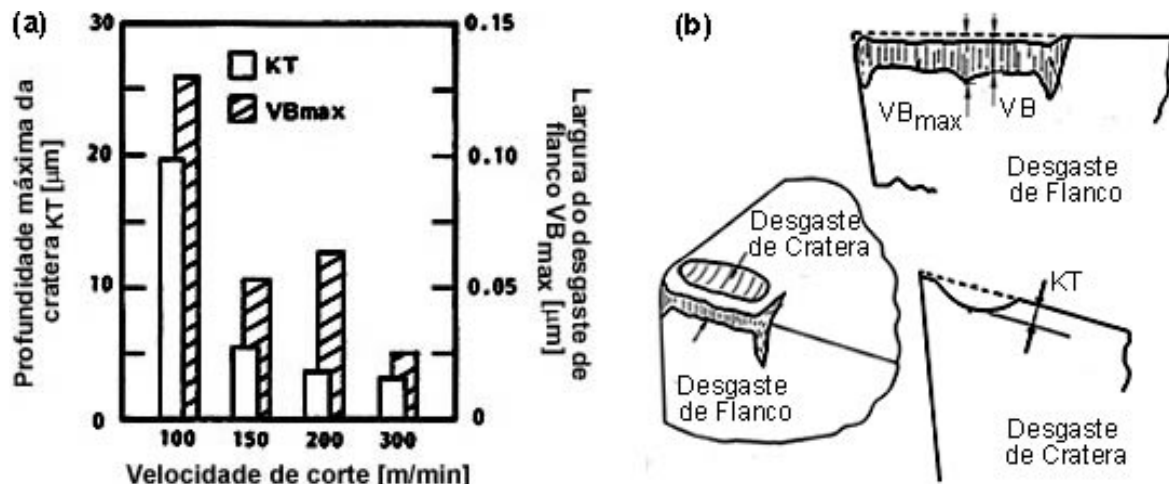


Figura 2.1 – (a) Influência da v_c no VB_{\max} e KT na usinagem do FC 250 com ferramenta de Si_3N_4 ($f = 0,21 \text{ mm}$; $a_p = 1 \text{ mm}$; $t = 10 \text{ min}$) (YAMANE et al. 1990). (b) Desgaste de flanco e de cratera. (Adaptado de COOK, 1973 e VENKATESH; SATCHITHANANDAM, 1980)

As Figuras 2.1(a) e 2.2 mostram a influência da velocidade de corte no desgaste de flanco (VB) e de cratera (KT) da ferramenta de nitreto de silício no torneamento do ferro fundido cinzento FC 250. Em geral, o desgaste da ferramenta aumenta com o aumento da velocidade de corte, porém os resultados exibidos nas Figuras 2.1(a) e 2.2 ilustram uma redução no desgaste da ferramenta com aumento da velocidade de corte.

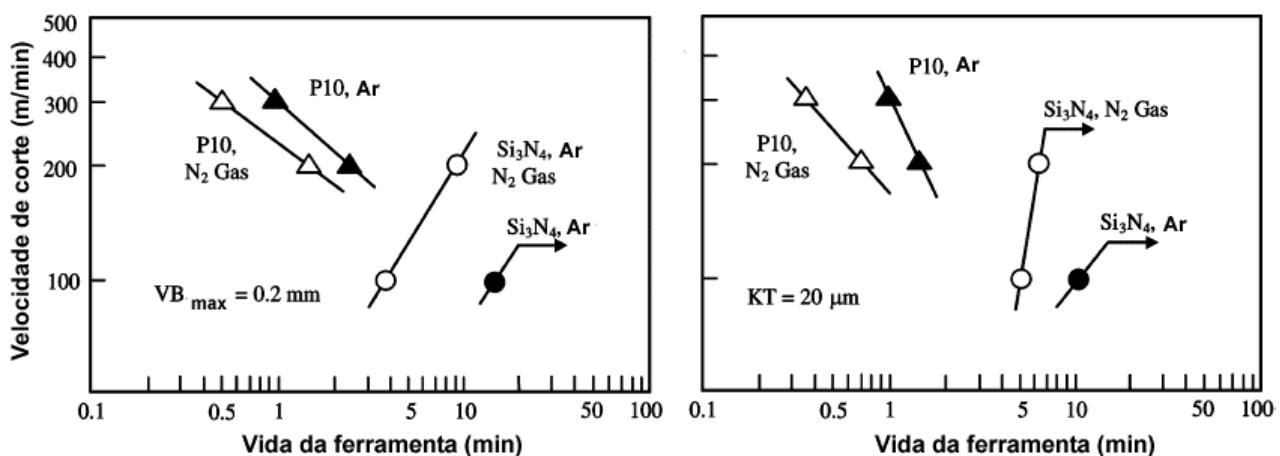


Figura 2.2 – Vida da ferramenta para (a) $VB_{\max} = 0,2 \text{ mm}$ e (b) $KT = 20 \mu\text{m}$ na usinagem do ferro fundido cinzento. Parâmetros de corte: $f = 0,21 \text{ mm}$ e $a_p = 1 \text{ mm}$.

(Adaptado de YAMANE, 1987)

Uma análise química realizada na superfície da ferramenta de corte, após a usinagem do ferro fundido cinzento FC 250, mostra a presença de uma “camada protetora” composta pelos elementos: alumínio, manganês e ferro, aderidos, provavelmente, na forma de óxidos Al-Mn-Fe (YAMANE et al. 1987, 1990).

Ao estudar o efeito do oxigênio na usinagem do ferro fundido cinzento com ferramenta de Si_3N_4 , Yamane et al. (1987), Fig. 2.2, verificaram que o desgaste da ferramenta e a aderência do elemento ferro na superfície da ferramenta aumentavam num ambiente com baixo teor de oxigênio. Assim, Yamane et al. (1990) concluíram que sobre a ferramenta de nitreto de silício desenvolve, seja por transferência seletiva, seja por reação química, uma “camada protetora” de óxido, protegendo a ferramenta de corte na usinagem do ferro fundido cinzento FC 250 com uma quantidade adequada de alumínio no material da peça e num ambiente com elevado teor de oxigênio.

A camada protetora de óxido, segundo Yamane et al. (1990), pode ser formada devido ao depósito de inclusões de óxidos presente no material da peça sobre a superfície da ferramenta de corte, ou a superfície da ferramenta é oxidada durante o processo de usinagem.

O desenvolvimento da “camada protetora” de óxido foi inicialmente proposto por Schaumann em 1956 (apud FERRARESI, 1982) ao notar que os aços contendo inclusões de óxido na matriz apresentavam melhor usinabilidade. Gappisch, em 1962 (apud FERRARESI, 1982), comprovou a proposta apresentada por Schaumann ao mostrar a formação da “camada protetora” de óxido sobre a ferramenta metal-duro P10 na usinagem do aço Ck45. Entretanto, o “comportamento atípico” desenvolvido na usinagem do ferro fundido cinzento, atribuído por Yamane et al. (1990) à formação da “camada protetora” de óxido na superfície da ferramenta, não foi visto na usinagem do aço desoxidado, muito embora, conforme relatado acima por Gappisch, a “camada protetora” de óxido seja também observada na superfície da ferramenta.

Em concordância com Yamane et al. (1990), Liu et al. (2002) também justificam o “comportamento atípico” desenvolvido na usinagem do ferro fundido cinzento com ferramenta de CBN, Fig. 2.3(a) e (b), devido à redução da resistência do material da peça na região de corte, em razão das altas temperaturas geradas na interface cavaco-ferramenta, e à formação da “camada protetora” de óxido sobre a ferramenta de corte.

De acordo com Liu et al. (2002), o elemento alumínio no material da peça assume papel de destaque em decorrência da formação da camada de óxido de alumínio, material de elevada dureza e resistência, sobre a superfície da ferramenta, contribuindo para a redução do desgaste por abrasão da ferramenta de corte (LIU et al. 2002).

O filme de óxido, gerado sobre a superfície da ferramenta, está relacionado com a temperatura desenvolvida na interface cavaco-ferramenta. A temperatura, na usinagem, é influenciada principalmente pela velocidade de corte. Logo, deve haver um intervalo de velocidade de corte no qual o filme de óxido é uniformemente gerado. A relação entre velocidade

de corte e desgaste de flanco pode ser visualizada na Fig. 2.3(b). Constata-se, nessa figura, que o desgaste de flanco (VB) é menor no intervalo compreendido entre 1500 e 2500 m.min⁻¹ (LIU et al. 2002).

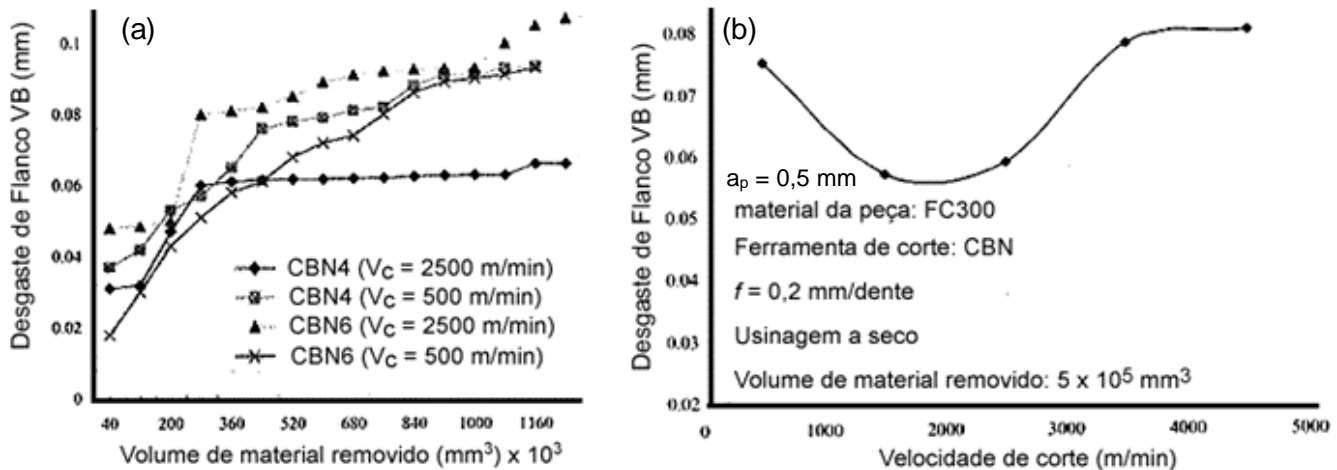


Figura 2.3 – (a) Desgaste da ferramenta de CBN vs volume de material removido².

(b) Desgaste da ferramenta de corte CBN4. CBN4 (Ligante: TiC; 60-70% CBN); CBN6 (Ligante: Co; 90% CBN). (Adaptado de LIU et al. 2002)

Quando o elemento alumínio é adicionado ao ferro fundido cinzento perlítico FC300, referido como FC300Al, a usinabilidade de tal material é melhorada, Fig. 2.4. A adição do alumínio, no material da peça, resulta num aumento da quantidade desse elemento sobre a superfície da ferramenta de corte. Conforme Liu et al. (2002), o elemento alumínio pode existir sobre a ferramenta na forma de Al₂O₃, que é um material duro e resistente, contribuindo para a redução do desgaste por abrasão da ferramenta. Essa é, provavelmente, uma das razões pelas quais o desgaste da ferramenta na usinagem do material FC300Al a 2500 m.min⁻¹ é menor do que na usinagem do material FC300 na mesma velocidade de corte. Portanto, fica evidenciado que a adição do elemento alumínio no material da peça melhora a usinabilidade de ferro fundido cinzento perlítico (LIU et al. 2002).

Por sua vez, a adição dos elementos químicos alumínio e cálcio na produção do ferro fundido vermicular, durante a etapa de desoxidação, antes da injeção do magnésio, produz inclusões não-metálicas de aluminato de cálcio e de silicato de aluminato de cálcio que são deformáveis no processo de usinagem. Quando os elementos alumínio e cálcio não são adicionados, antes da adição de magnésio, inclusões não-metálicas de silicato de magnésio e óxido de magnésio são obtidas. Tais inclusões não se deformam durante a usinagem, sendo, consequentemente, prejudiciais à usinabilidade (KEMENY, 2001).

² A taxa de material removido (Q) é determinada pela equação $Q = v_c \cdot f \cdot a_p$ (m³/s)

O volume de material removido (V) é determinado pela equação $V = v_c \cdot f \cdot a_p \cdot t$ (m³)

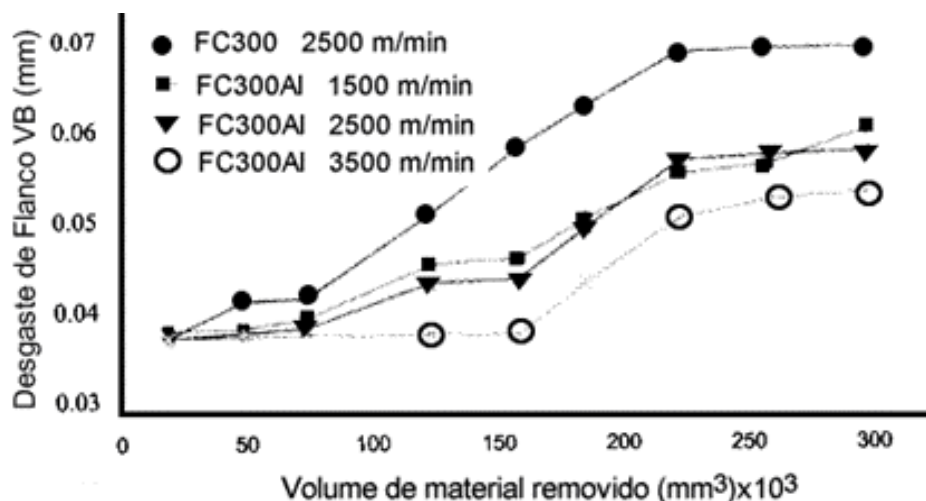


Figura 2.4 – Influência do elemento alumínio no desgaste de flanco (VB) da ferramenta de corte. (CBN; fresamento; $a_p = 0,15$ mm e $f = 0,2$ mm/dente)
(Adaptado de LIU et al. 2002)

2.2 Formação da “camada protetora” de sulfeto de manganês

Pesquisas realizadas no *Instituto para Gerenciamento da Produção, Tecnologia e Máquinas-Ferramentas* da Universidade Técnica de Darmstadt mostram que a altas velocidades de corte, entre 200 e 800 m.min⁻¹, os elementos enxofre e manganês, presentes no ferro fundido cinzento (CI) na forma de inclusão, formam uma “camada protetora” de sulfeto de manganês sobre a superfície da ferramenta de corte, Fig. 2.5(b), (SAHM et al. 2002).

Com a formação da camada ou o depósito das inclusões de sulfeto de manganês sobre a superfície da ferramenta, Fig. 2.5(b), o comportamento da vida útil do nitreto de boro policristalino (PCBN), usado na usinagem do ferro fundido cinzento, muda em função da velocidade, Fig. 2.5(a). A vida útil, ao contrário do que seria normalmente esperado, aumenta com o aumento da velocidade de corte (REUTER; SCHULZ; MCDONALD, 2003). Entretanto, dependendo das condições de corte, poderá não haver a formação de uma “camada protetora” de MnS.

Na usinagem do ferro fundido cinzento (3,9% C; 2,9% Si; 0,9% Mn; 0,04% S; 195 BHN) com ferramenta de Si₃N₄ nas condições de corte: $v_c = 192$ m.min⁻¹, $a_p = 2$ mm e $f = 0,25$ mm; apenas um depósito de MnS foi observado no final do desgaste de cratera, Fig. 2.6, por Silva et al. (1991). A mesma observação foi feita por Pereira (2005) na usinagem do ferro fundido cinzento FC 250 com ferramenta de metal-duro, Fig. 2.7.

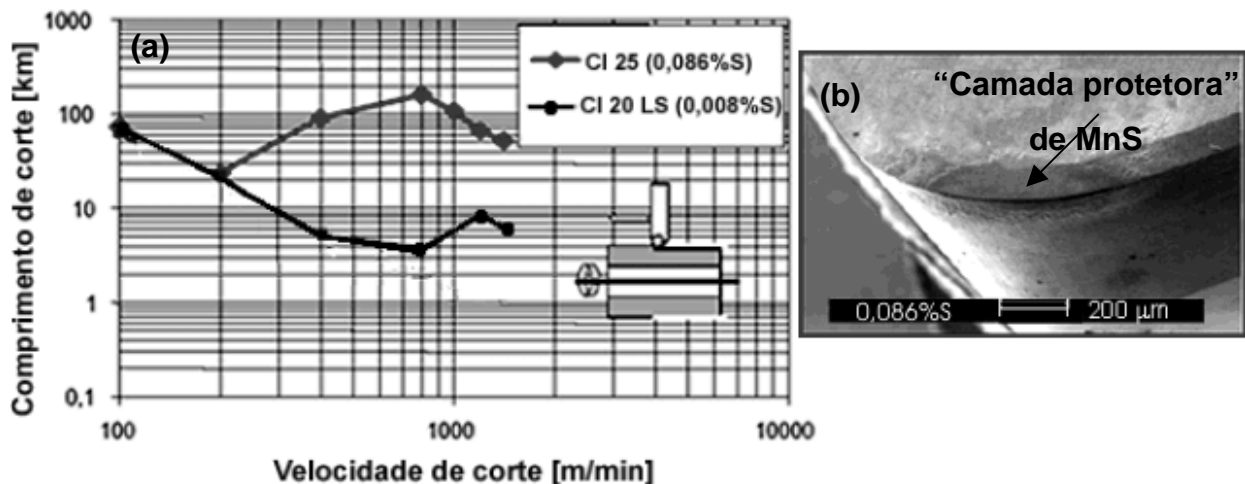


Figura 2.5 - (a) Curva de Taylor. (b) Formação da “camada protetora” no torneamento longitudinal do ferro fundido cinzento com ferramenta de PCBN ($a_p = 0,15$ mm e $f = 0,3$ mm). (Adaptado de SAHM et al. 2002)

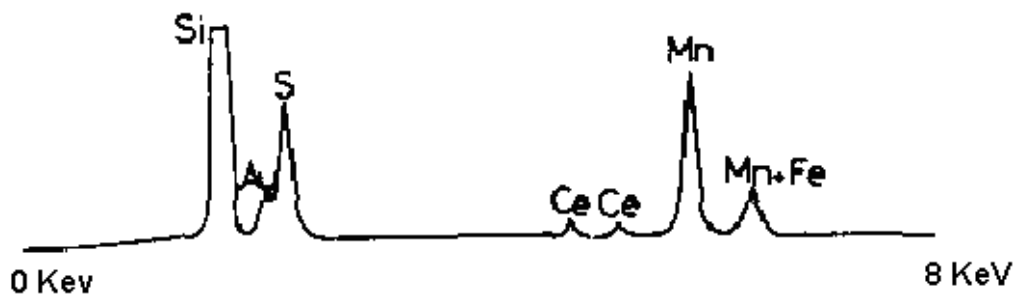


Figura 2.6 – Análise química por EDS no final do desgaste de cratera da ferramenta de Si_3N_4 . (Composição química da ferramenta em mol.%: 87,4 Si_3N_4 ; 10,6 SiO_2 ; 2,0 Ce_2O_3) ($v_c = 192$ m.min⁻¹; $a_p = 2$ mm; $f = 0,25$ mm; VB = 0,108 mm; t = 610 s) (Adaptado de SILVA et al. 1991)

Na ausência da camada de MnS sobre a ferramenta de nitreto de silício, durante a usinagem do ferro fundido, pode haver a formação do ácido nítrico na interface cavaco-ferramenta como resultado da interação oxigênio e material da ferramenta de corte, promovendo um acentuado desgaste da ferramenta (OPLÄNDER, 2003).

Para Olsson (1989 apud SILVA et al. 1991), o oxigênio do meio ambiente não é necessário para promover o desgaste da ferramenta de nitreto de silício, haja vista que a fase intergranular da cerâmica já é rica em oxigênio. Segundo Ezugwu (1987 apud SILVA et al. 1991), essa fase intergranular rica em oxigênio (fase amorfa contendo SiO_2 intergranular) favorece o desgaste da ferramenta de nitreto de silício por meio da corrosão preferencial da fase intergranular SiO_2 , devido à reação entre o SiO_2 com o ferro resultando na formação de cristais de silicato de ferro. Consequentemente, os grãos de Si_3N_4 são facilmente removidos da matriz durante o processo de usinagem.

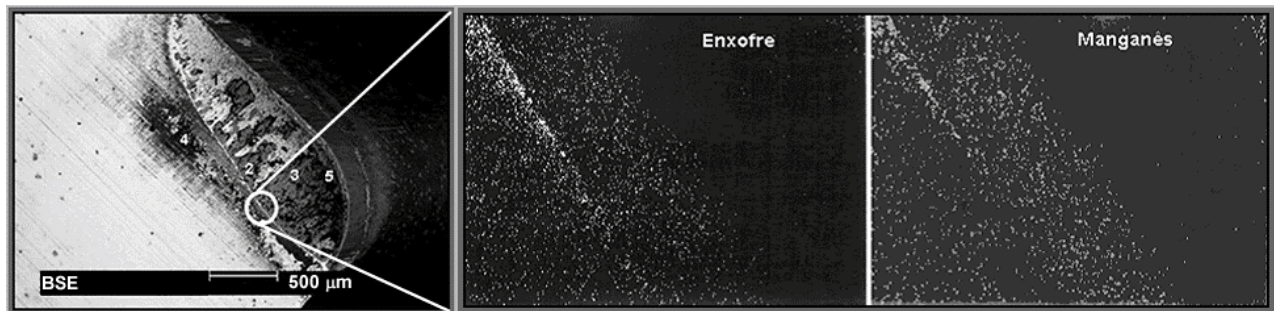


Figura 2.7 – Depósito de MnS no final do desgaste de cratera.

(Material: ferro fundido cinzento FC 250; ferramenta: metal-duro;

$v_c = 150 \text{ m} \cdot \text{min}^{-1}$; $a_p = 2 \text{ mm}$ e $f = 0,257 \text{ mm}$)

(Adaptado de PEREIRA, 2005)

Deve-se destacar que o primeiro registro do aumento da vida da ferramenta de corte com o aumento da velocidade de corte foi feito por Boehs (1979) na usinagem do ferro fundido maleável de núcleo preto, Fig. 2.9(b), com ferramenta de metal-duro K20, Fig. 2.8.

Na Figura 2.9, a microestrutura do ferro fundido cinzento e a do ferro fundido maleável de núcleo preto são comparadas. Como pode ser observado, ambos os ferros fundidos apresentam na sua microestrutura grafita e inclusões de MnS.

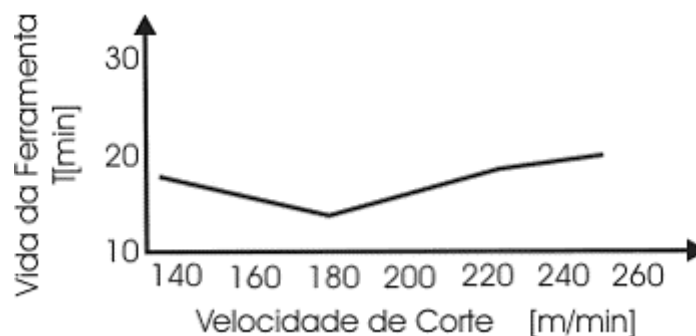


Figura 2.8 - Curva de vida (Material da peça: ferro fundido maleável de núcleo preto com 0,028%S; $a_p = 2,0 \text{ mm}$; $f = 0,25 \text{ mm}$; $VB = 0,40 \text{ mm}$).

(Adaptado de BOEHS, 1979)

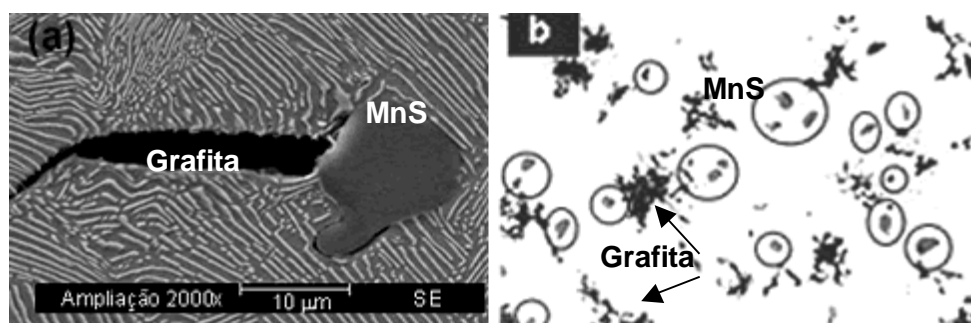


Figura 2.9 – Inclusões de MnS no (a) ferro fundido cinzento (PEREIRA, 2005) e (b) ferro fundido maleável de núcleo preto (Adaptado de BOEHS, 1979).

Diferentemente do ferro fundido cinzento onde as inclusões de MnS, Fig. 2.9(a), aparecem como resultado do processo de fabricação em fornos cubilô³, nos aços essas inclusões são obtidas propositalmente para melhorar a usinabilidade do material.

Em condições favoráveis, as inclusões de sulfeto de manganês formam sobre a superfície da ferramenta de corte uma “camada protetora” também conhecida como *built-up layer* - BUL, Fig. 2.10, responsável pela redução do desgaste da ferramenta e pela diminuição da força de corte (BRION et al. 1992; FANG; ZHANG, 1996; JOSEPH; TIPNIS, 1975; MILLS et al. 1996; POULACHON et al. 2002).

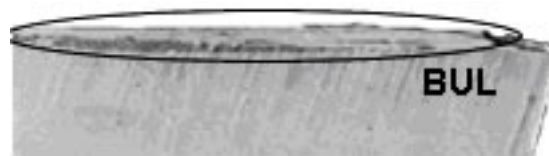


Figura 2.10 – “Camada protetora” (*built-up layer* - BUL) aderida na face da ferramenta (1989 apud QI; MILLS, 2003).

Infelizmente, as inclusões de MnS não são estáveis nos ferros fundidos tratados com magnésio em função da menor energia livre do sulfeto de magnésio na temperatura de fabricação do ferro fundido vermicular e nodular, Fig. 2.11 (WOLFGANG; RALF, 2003).

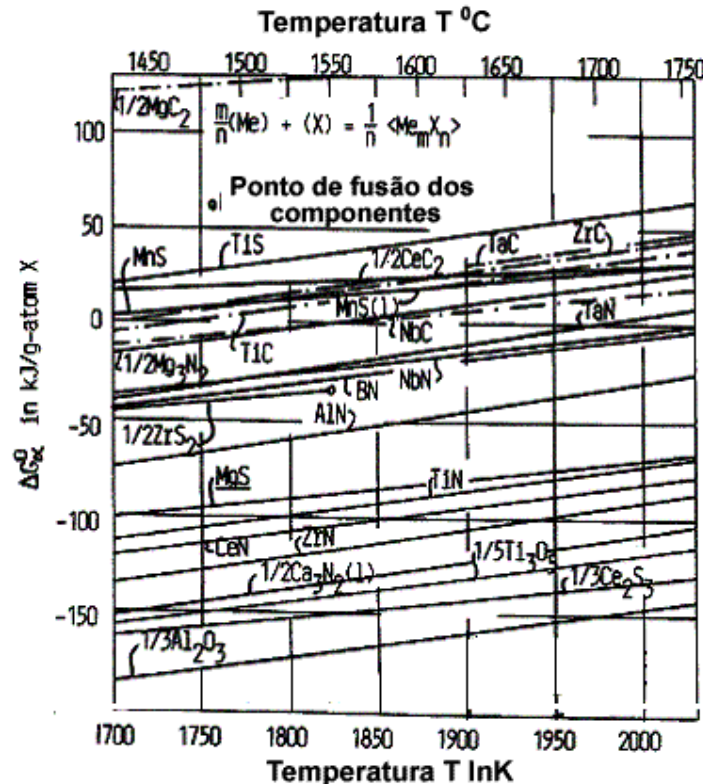


Figura 2.11 – Diagrama de Ellingham (Adaptado de WOLFGANG; RALF, 2003).

³ Para que o enxofre presente no coque e na sucata não combine com o ferro formando inclusões de sulfeto de ferro com baixo ponto de fusão, manganês é adicionado ao material da peça para formar inclusões mais estáveis, os sulfetos de manganês.

2.3 Formação do gume postiço à baixa velocidade de corte

Gume postiço, também conhecido como aresta postiça de corte, Fig. 2.12, é o acúmulo de material da peça na face da ferramenta de corte, e surge como resultado das elevadas tensões de compressão e das altas taxas de deformação do material, durante a formação do cavaco, que favorecem as ligações atômicas entre o material do cavaco e a superfície da ferramenta de corte (TRENT, 1991).

O gume postiço apresenta valores máximos e mínimos associados a diferentes velocidades de corte. A Figura 2.13 indica a faixa de velocidade de corte em que a presença do gume postiço pode ser constatada experimentalmente (FERRARESI, 1982). Tekinder e Yesilyurt (2004) também mostram que, à medida que a velocidade de corte aumenta, há uma redução na formação do gume postiço, Fig. 2.14 .

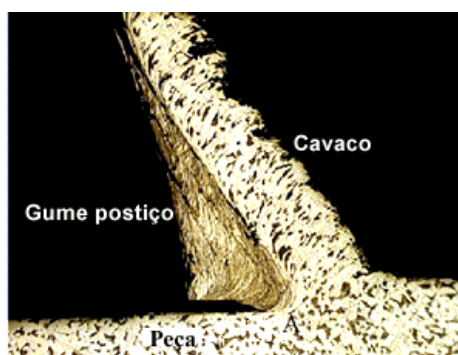


Figura 2.12 – Gume postiço desenvolvido na usinagem do AISI 1017 ($180 \text{ m} \cdot \text{min}^{-1}$; $0,101 \text{ mm/rev}$; ampliação: 100X) (CHERN, 2005).

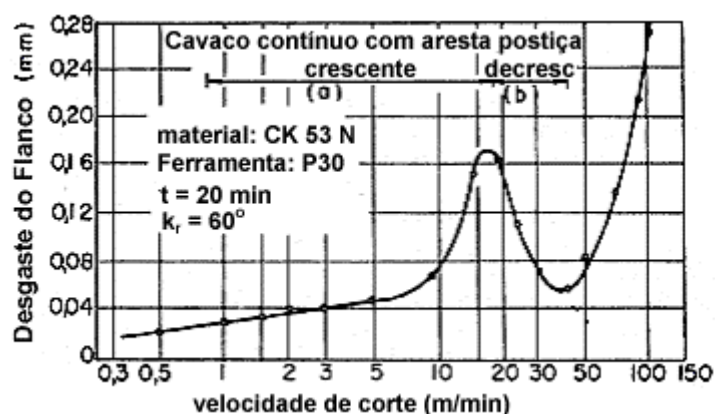


Figura 2.13 – Variação do desgaste de flanco da ferramenta em função da velocidade de corte (adaptado de FERRARESI, 1982 apud GAPPISCH, M. et al. 1965)

Para alguns autores, o “comportamento atípico” observado na usinagem do ferro fundido cinzento deve-se à formação do gume postiço. Segundo Dahl e Hessman (2005), o aumento na vida da ferramenta de Si_3N_4 à elevada velocidade de corte (acima de $1000 \text{ m} \cdot \text{min}^{-1}$ no fresamento) na usinagem do ferro fundido cinzento, Tabela 2.1, é atribuído ao desaparecimento do gume postiço e à redução dos desgastes, ambos observados na usinagem com baixa velocidade de corte.

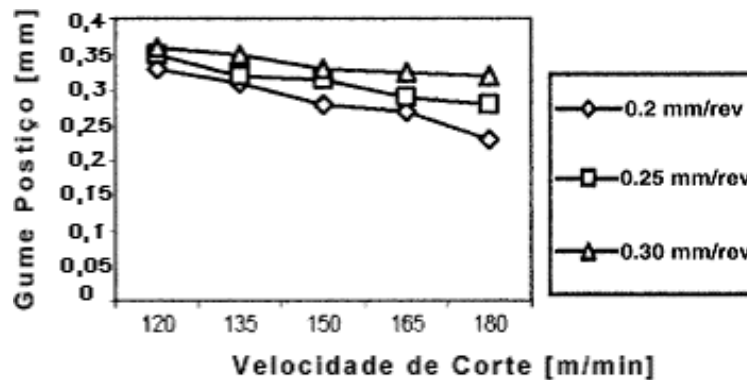


Figura 2.14 – Relação entre o desgaste de flanco e gume postiço na usinagem do aço inox AISI 304 com ferramenta de metal-duro P10. (Adaptado de TEKINER; YESILYURT, 2004)

A Tabela 2.1 evidencia o ganho de produtividade obtido no fresamento de blocos de motores produzidos em ferro fundido cinzento perlítico com ferramenta de Si_3N_4 Coromant - classe 6090, nas seguintes condições de corte: $f = 0,26$ mm/dente e $a_p = 0,5$ mm. Como critério de fim de vida foi utilizada a qualidade da superfície. Para comparação, uma ferramenta de metal-duro WC-6% Co com cobertura de $4 \mu\text{m}$ de TiN-TiC foi empregada como referência.

Observa-se, da análise da Tabela 2.1, que à baixa velocidade de corte é mais econômico e produtivo usar ferramenta de metal-duro. Já no fresamento com velocidades de corte maiores que 1000 m.min^{-1} , é recomendado o uso de ferramenta de Si_3N_4 (DAHL; HESSMAN, 2005).

Tabela 2.1 – Vida da ferramenta por inserto no fresamento do ferro fundido cinzento perlítico (Adaptado de DAHL; HESSMAN, 2005)

Velocidade de corte	Ferramenta de corte	
	Si_3N_4 classe 6090 ⁽¹⁾	Metal-duro ⁽²⁾
444 m.min^{-1}	10 pcs	22 pçs
1178 m.min^{-1}	60 pçs	-
2356 m.min^{-1}	70 pçs	-

(1) geometria da ferramenta: SBEX1203ZZ-11

(2) geometria da ferramenta: SBEN1203ZZ

Busca realizada na literatura (VINOD et al. 1985; SILVA et al. 1991; MOCHIZUKI, 2004; SOUZA et al. 2005; DAHL; HESSMAN, 2005; GRZESIK et al. 2008) contendo informações sobre usinagem de ferro fundido cinzento com ferramenta de Si_3N_4 não mostra evidências da formação do gume postiço. Conforme Trent (1991), as inclusões de MnS podem prevenir quase que completamente a formação do gume postiço na usinagem à baixa velocidade de corte.

Estudo realizado por Silva et al. (1991) demonstra que o acentuado desgaste da ferramenta de Si_3N_4 na usinagem do aço (liga binária Fe-C) deve-se à afinidade química do elemento ferro no material da peça pelo elemento silício na ferramenta. O ferro fundido cinzento é uma liga ternária Fe-C-Si com sua matriz “saturada” em silício, por isso, a afinidade química entre o material da ferramenta de Si_3N_4 e o material da peça de ferro fundido cinzento é muito baixa.

Embora este capítulo tenha sido dedicado à apresentação do “comportamento atípico” desenvolvido na usinagem do ferro fundido cinzento, é importante registrar que o aumento na vida da ferramenta com o aumento na velocidade de corte também é verificado na usinagem dos aços.

A Figura 2.15 exibe um aumento na vida da ferramenta com o aumento na velocidade de corte⁴ na usinagem do aço AISI 1040 e do aço AISI 1040 modificado com inclusões de bismuto. Constata-se, na referida figura, que, com o aumento da velocidade de corte, faixa de 30 a 45 m.min⁻¹, inicialmente há um aumento na vida da ferramenta de corte (para VB = 0,2 mm) e, para velocidades de corte ainda maiores, uma diminuição na vida da ferramenta na usinagem do aço modificado com inclusões de bismuto.

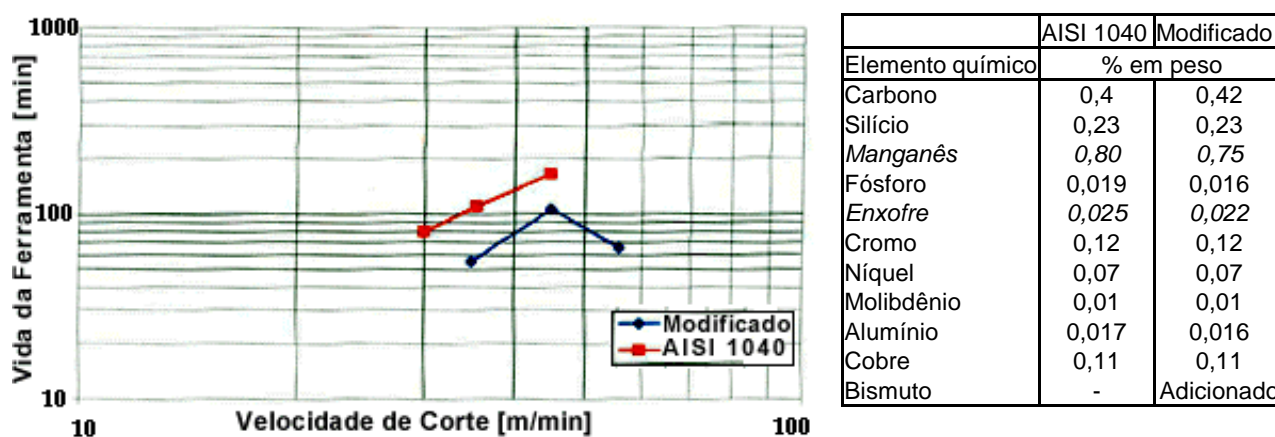


Figura 2.15 – Curvas de vida obtidas na usinagem do aço AISI 1040 com emprego de ferramentas de aço rápido (Geometria: $\gamma = 15^\circ$, $\alpha = 6^\circ$, $k_r = 45^\circ$ e $r_e = 0,8$ mm).

(Adaptado de LUCAS, 1998)

Portanto, no *Capítulo 2*, foi apresentada uma revisão bibliográfica dos principais resultados sobre o “comportamento atípico” na usinagem do ferro fundido cinzento, e as três explicações encontradas na literatura para descrever tal comportamento.

Apesar de divergentes, as três explicações mostram a importância da interação física e/ou química, isto é, tribológica, entre o material da peça e da ferramenta de corte para o entendimento do “comportamento atípico”. Dada a sua importância para o entendimento do “comportamento atípico” na usinagem do ferro fundido cinzento, os aspectos tribológicos desenvolvidos na interface cavaco-ferramenta serão abordados no próximo capítulo.

⁴ Neste trabalho, a expressão “comportamento atípico” é reservada ao aumento na vida da ferramenta com o aumento na velocidade de corte devido a fatores que não sejam a formação do gume postiço. No resultado apresentado por Lucas (1998), a faixa de velocidade onde a vida da ferramenta aumenta com o aumento na velocidade de corte é supostamente resultado da formação de gume postiço.

CAPÍTULO 3

INTERAÇÃO DAS INCLUSÕES NO MATERIAL DA PEÇA E A FERRAMENTA DE CORTE

No processo de usinagem do ferro fundido cinzento e dos aços de corte fácil, as elevadas tensões e temperaturas desenvolvidas na interface cavaco-ferramenta criam condições para a interação física e química do material da peça com o material da ferramenta de corte, promovendo a formação de um terceiro corpo, a “camada protetora”, entre o cavaco e a ferramenta.

A formação da “camada protetora”, a influência do material da ferramenta e dos parâmetros de corte, assim como as condições necessárias na interface cavaco-ferramenta para o desenvolvimento dessa camada, são os assuntos tratados neste capítulo.

O conhecimento das interações do material da ferramenta com o material da peça é importante para determinar a vida da ferramenta de corte e a usinabilidade do material da peça. Usinabilidade é uma expressão usada para se referir à resposta de um material em termos da vida da ferramenta, da força de corte, da qualidade da superfície usinada, da taxa de material removido ou da forma do cavaco. Melhorar a usinabilidade do material é de grande interesse, em razão do seu significativo impacto sobre a competitividade industrial. Um método extensamente utilizado para melhorar a usinabilidade de um material, sem alterar as propriedades mecânicas e a microestrutura, é por meio da adição de determinadas inclusões no material, denominadas inclusões de engenharia, que favorecem a redução dos esforços de corte, do desgaste da ferramenta e facilitam a ruptura do cavaco.

Uma das primeiras referências a respeito dos benefícios das inclusões na usinagem deve-se a Schauman (1956), quando observou que, para materiais com a mesma especificação quando usinados em idênticas condições de corte, a vida da ferramenta variava em certos casos de 40 a 454%, quando provenientes de siderúrgicas ou corridas diferentes. Schauman (apud FERRARESI, 1982) atribuiu essa variação às inclusões de óxidos no material da peça. Tais inclusões, ao saírem juntamente com o cavaco, se soldariam na face da ferramenta e formariam uma “camada protetora” comprovada e mostrada por Gappisch em 1962 (apud FERRARESI, 1982).

Assim, em virtude dos possíveis ganhos econômicos resultantes da formação da “camada protetora” de óxido, Werner Zielonkowsky realizou uma série de experimentos de usinagem a fim de verificar a relação entre o desgaste da ferramenta e os teores de óxidos existentes nos materiais usinados (1962 apud FERRARESI, 1982). A Figura 3.1 apresenta o resultado obtido para o aço C60 usinado com ferramenta de metal-duro classe P10 e K30. Verifica-se, na Figura 3.1, que a corrida A, com maiores teores de óxidos, Tabela 3.1, foi a que originou menor desgaste, comprovando o efeito benéfico dos óxidos proposto por Schauman.

Tabela 3.1 - Porcentagem dos óxidos no material da peça
(ZIELONKOWSKI, 1962 apud FERRARESI, 1982).

Corrida	Porcentagem total de inclusões de óxidos no aço (%)	Porcentagem dos óxidos em relação ao total (%)				
		Al ₂ O ₃	SiO ₂	FeO	MgO	MnO
A	0,008	45	40	5	1,5	<1
B	0,002	24	46	14	5,0	2,0

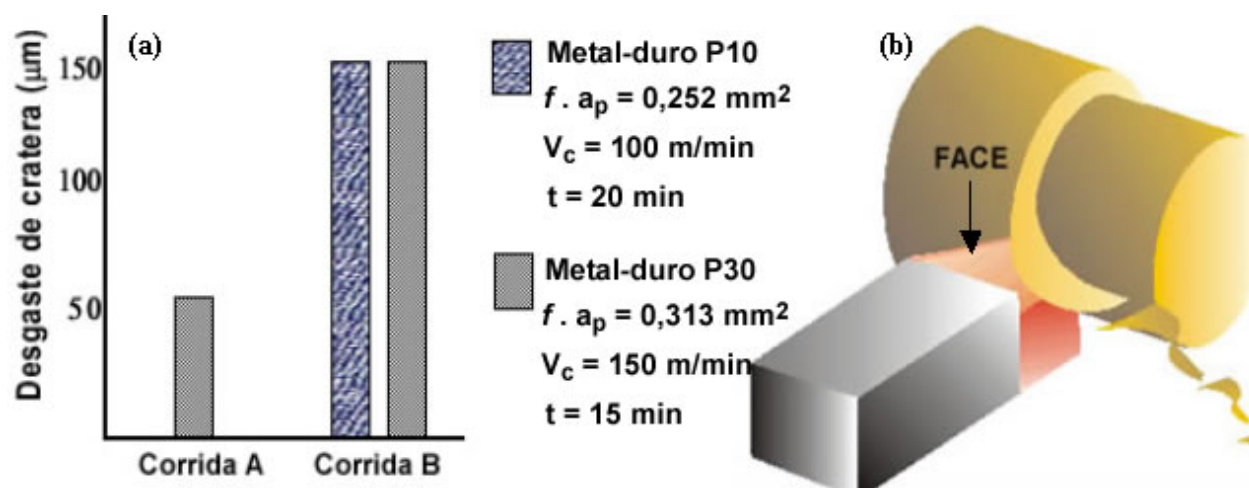


Figura 3.1 – (a) Influência das inclusões de óxido no desgaste de cratera (Adaptado de ZIELONKOWSKI, 1962 apud FERRARESI, 1982) na
(b) face da ferramenta (www.cimm.com.br).

Desde então, inúmeras pesquisas vêm sendo desenvolvidas para estudar o efeito benéfico das inclusões à usinabilidade. Destacam-se os trabalhos realizados por: Opitz (1963), Opitz e Köning (1962 apud HARJU et al. 1999), Harju et al. (1999), Capelli et al. (1975), Larsson e Rupp (2000), Nordren e Melander (1990) e Rupp et al. (1998) nos aços tratados com cálcio; Fang e Zhang (1996), Qi e Mills (1996), Mills et al. (1996) nos aços inoxidáveis com inclusões de $\text{CaO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{SiO}_2$; Beiss e Kutsch (1996) e Holzki (1996) nos aços inoxidáveis com inclusões de MnS ; Katayama et al. (1987), Brion et al. (1992), Poulachon et al. (2002) nos aços de corte fácil com inclusões de sulfeto de manganês; Akasawa et al. (2003) nos aços inoxidáveis austeníticos com inclusões de anorlita e de sulfeto; Boehs (1979) no ferro fundido maleável preto ferrítico com inclusões de sulfeto de manganês; Erickson e Hardy (1976), Gastel et al. (2000), Sahm et al. (2002), Pereira (2005) no ferro fundido cinzento com inclusões de sulfeto de manganês; e Kemeny (2001) no ferro fundido vermicular com inclusões de aluminato de cálcio e silicato de aluminato de cálcio.

As inclusões benéficas melhoram a usinabilidade do material da peça formando sobre a superfície da ferramenta de corte uma “camada protetora” responsável pela redução do desgaste da ferramenta e pela redução na força de corte (BRION et al. 1992; FANG; ZHANG, 1996; JOSEPH, TIPNIS, 1975; MILLS et al. 1996; POULACHON et al. 2002).

Nos próximos itens, será apresentada uma revisão sobre a formação da “camada protetora” na interface cavaco-ferramenta. Mas, antes, é de toda conveniência entender os aspectos da região, interface cavaco-ferramenta, onde essa camada é formada e como a formação dessa “camada protetora” influenciará no processo de usinagem.

3.1 Interface cavaco-ferramenta

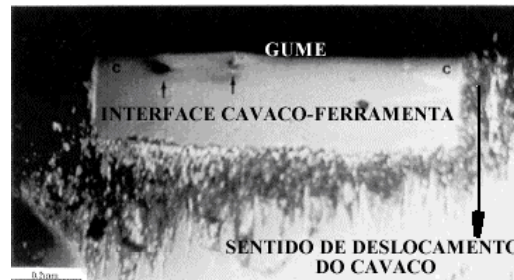


Figura 3.2 – Vista da interface cavaco-ferramenta através de uma ferramenta de vidro de cal de soda na usinagem do chumbo (Adaptado de MADHAVAN et al. 2002)

A principal condição para a existência da interface cavaco-ferramenta, Fig. 3.2, é o movimento relativo dos componentes do sistema de corte, quais sejam: peça e ferramenta. A interação desses componentes, segundo o modelo proposto por Timme (1880 apud ASTAKHOV et al. 1997), acontece da seguinte forma:

- inicialmente, a ferramenta entra em contato com a peça, Fig. 3.3(a). A resistência ao corte aumenta à medida que a ferramenta penetra na peça e, conseqüentemente, a força de corte também aumenta.
- uma pequena quantidade de material da peça é então recalcada contra a face da ferramenta, Fig. 3.3(b), esse material recalcado sofre uma deformação plástica que cresce progressivamente. O processo continua até que as tensões de cisalhamento se tornem suficientemente grandes para que um deslizamento entre o material recalcado e a peça tenha início, segundo o ângulo ϕ (onde ϕ é o ângulo de cisalhamento), Fig. A9(b) – vide Anexo A, num plano imaginário denominado *plano de cisalhamento*. Durante a usinagem, esse plano imaginário definirá uma região entre a peça e o cavaco denominada *região primária de cisalhamento*, Fig. A9(a) – vide Anexo A.
- Prosseguindo no processo de corte, haverá uma ruptura parcial ou completa do material na região primária de cisalhamento, dependendo da ductilidade do material e das condições de usinagem, Fig. 3.3(c). A força de corte diminui abruptamente e um novo ciclo de formação do cavaco tem início.



Figura 3.3 – Modelo proposto por Timme para a formação do cavaco (1880 apud ASTAKHOV et al. 1997).

Na usinagem do ferro fundido cinzento, a interação da ferramenta com o cavaco difere um pouco do modelo proposto por Timme devido à presença da grafita, Fig. 3.4 (a), no material da peça. Segundo Cohen e Black (1984 apud MARWANGA et al. 2000), a deformação do metal, durante o processo de usinagem, acontece da seguinte forma:

- inicialmente, a ferramenta comprime o material na face da ferramenta criando uma frente de fratura irregular que se propaga diante da ferramenta, Fig. 3.5(a).
- à medida que a ferramenta se move, fragmentos de cavaco completamente fraturados e separados são removidos. As microtrincas formadas conectam-se umas com as outras, criando uma região fragmentada onde a separação ocorre em toda a interface matriz-grafita, Fig. 3.4(b). Ao mesmo tempo, uma região similarmente danificada com fragmentos compactos de material é criada na superfície usinada, Fig. 3.5(c).
- após a formação e remoção do cavaco, a ferramenta movimenta-se livremente sem cortar material, Fig. 3.5(c), até iniciar a formação do próximo cavaco.
- na Figura 3.5(d) é mostrado o resultado desse processo de formação do cavaco na superfície usinada da peça e a nova frente de fratura criada na formação do novo segmento de cavaco.

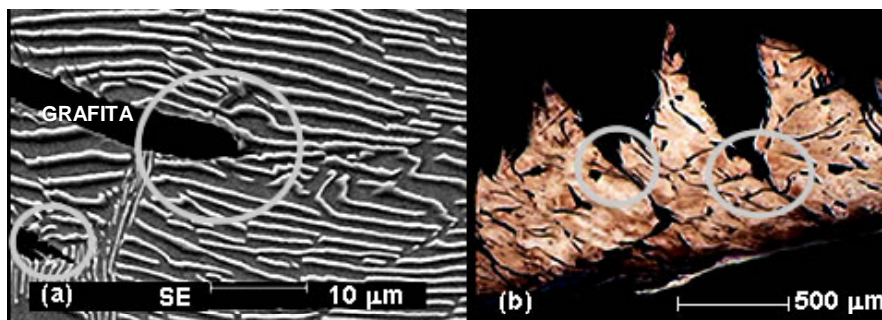


Figura 3.4 –Grafita na matriz perlítica do ferro fundido cinzento (a) e o efeito da grafita na fragmentação do cavaco (b) (PEREIRA, 2005).

O modelo proposto por Timme se aplica à usinagem dos aços, por exemplo, enquanto o modelo sugerido por Cohen e Black pode ser observado na usinagem do ferro fundido cinzento.

O comportamento quebradiço do cavaco de ferro fundido cinzento, Fig. 3.4(b), resulta num processo com baixa força de usinagem, baixa temperatura na superfície da ferramenta e pouco tempo de contato do cavaco com a ferramenta. Assim, de acordo com Silva et al. (1991), extensivas reações químicas na interface cavaco-ferramenta são evitadas.

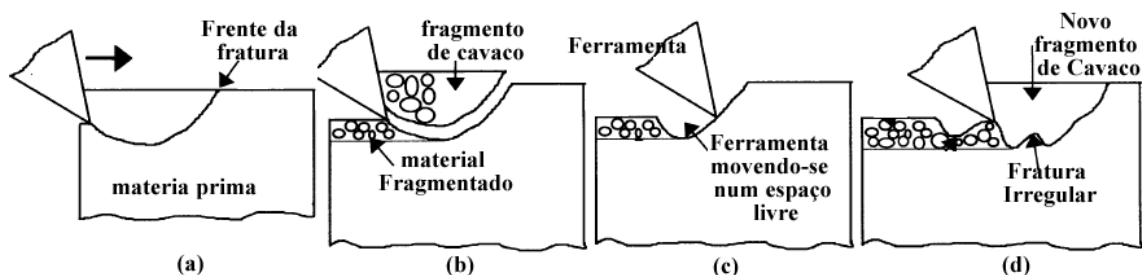


Figura 3.5 – Modelo proposto por Cohen e Black para a formação do cavaco na usinagem do ferro fundido (1984 apud MARWANGA et al. 2000).

Em alguns estudos, o escoamento do cavaco sobre a face da ferramenta de corte tem sido tratado como uma situação de atrito clássico. Todavia, um estudo detalhado da interface cavaco-ferramenta tem mostrado que essa aproximação é inapropriada no processo de usinagem (TRENT, 1991). A seguir, é explicado porque o conceito clássico de atrito não se aplica à interface cavaco-ferramenta.

Tanto na usinagem do aço quanto na usinagem do ferro fundido, o metal é submetido a uma deformação comparada somente com a encontrada em balística ou no trabalho explosivo de metais (SILVA et al. 1991). Taxa de deformação de 10^5 s^{-1} , tempo característico (tempo requerido para produzir 1% de deformação) de 10^{-7} s (DIETER, 1976 apud SILVA et al. 1991) e tensão de compressão maior que 1,8 GPa (TRENT, 1984 apud SILVA et al. 1991) são valores registrados na literatura.

Uma análise do estado de tensão sobre a face da ferramenta revela que as condições desenvolvidas nessa superfície não podem ser comparadas às condições de atrito normalmente encontradas (FERRARESI, 1982).

O coeficiente de atrito (μ), expresso pela equação 3.1, é dependente somente da força de atrito F e da força normal W , e independe da área de deslizamento das duas superfícies (HUTCHINGS, 1992). Conforme Bowden e Tabor (1954 apud TRENT, 1991), a proporcionalidade entre F e W resulta do fato de que o contato entre as superfícies acontece somente entre os picos destas.

$$\mu = \frac{F}{W} \quad (3.1)$$

O coeficiente de atrito (μ) é válido sob condições nas quais a tensão normal sobre a área de contato aparente é muito pequena comparado com o limite de escoamento do material. No caso extremo quando as duas superfícies estão “completamente em contato”, a área real torna-se independente da força normal (W), e a força de atrito (F) torna-se aquela requerida para cisalhar o material através da interface (TRENT, 1991).

No contato cavaco-ferramenta, durante o processo de usinagem, duas regiões podem ser distinguidas na face da ferramenta, segundo o modelo proposto por Zorev (1963 apud MACHADO, 1991a), a saber: a região de aderência e a região de escorregamento, Fig. 3.6.

A região de aderência, Fig. 3.6(a), surge como resultado das elevadas tensões de compressão, Fig. 3.6(b), e das altas taxas de deformação do material, durante a formação do cavaco, que favorecem as ligações atômicas entre o material do cavaco e a superfície da ferramenta de corte. Essas ligações atômicas, na interface cavaco-ferramenta, são provavelmente mais fracas na usinagem com ferramentas não-metálicas (alumina, Si_3N_4 , CBN e Sialon) do que na usinagem com ferramentas metálicas (metal-duro, aço ferramenta e aço rápido) (TRENT, 1988a). São também mais fracas na usinagem do ferro fundido cinzento quando comparada com a usinagem de outros materiais, tais como: aço e ligas à base de níquel, devido à menor força de corte, cavacos segmentados, Fig. 3.4(b) e a presença da grafita no ferro fundido cinzento, Fig. 3.4(a) (TRENT, 1991).

Nessas condições de aderência, em razão das ligações atômicas anteriormente mencionadas, a ferramenta e o cavaco tornam-se um elemento “único” de metal na interface, e o processo de formação de uma nova superfície pelo processo de usinagem será controlado por fraturas. A forma dessas fraturas influenciará na textura e na integridade da superfície usinada (TRENT, 1988a). Além disso, a extensão da região de aderência influenciará no ângulo de cisalhamento, Fig. A9(b) – vide anexo A, na taxa de deformação do material na região primária de cisalhamento, Fig. A9(a) – vide anexo A, na força de corte, Fig. A6 – vide anexo A, na quantidade de calor gerado e no desgaste da ferramenta.

Quanto maior a aderência do material do cavaco na superfície da ferramenta, menor será o ângulo de cisalhamento (ϕ), maior será a deformação do material na região primária de cisalhamento, a força de corte, a temperatura na usinagem e, conseqüentemente, maior será o desgaste da ferramenta de corte.

Além da região de aderência, uma região de escorregamento é observada na periferia da área de contato entre o cavaco e a ferramenta, onde a equação 3.1 torna-se válida (TRENT, 1988a).

Contudo, quando materiais contendo inclusões lubrificantes são usinados (por exemplo: aço de corte fácil e ferro fundido cinzento), o modelo proposto por Zorev perde a sua validade, devido à ação lubrificante das inclusões na interface cavaco-ferramenta (TRENT, 1988c).

Conforme será descrito no item 3.2.2, a ação lubrificante das inclusões presentes no material da peça é observada em certas condições de corte. Portanto, mesmo na usinagem de materiais com inclusões lubrificantes, é esperado que o modelo proposto por Zorev seja observado.

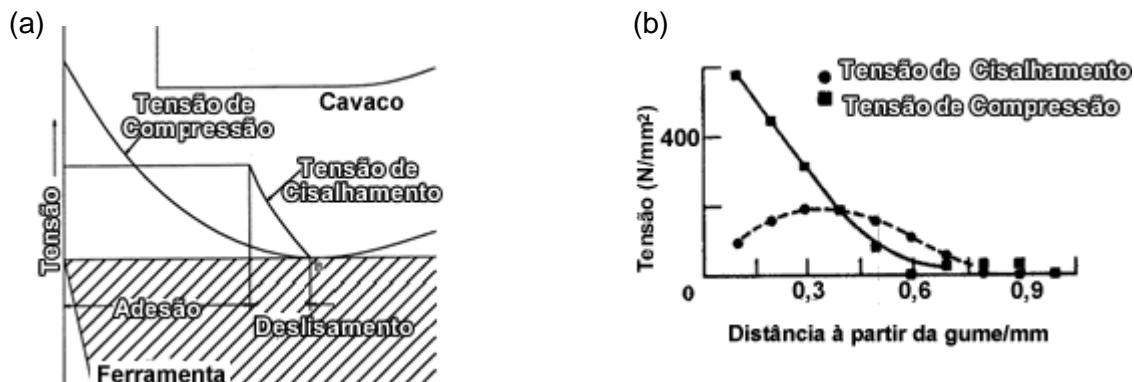


Figura 3.6 – (a) Modelo de distribuição de tensão na superfície de saída da ferramenta, proposto por Zorev (1963 apud TRENT, 1991).

(b) Distribuição de tensão na face da ferramenta (TRENT, 2000)

Nesse item, o objetivo não foi apresentar uma completa revisão sobre as condições desenvolvidas na interface cavaco-ferramenta, mas descrever os principais aspectos dessa região, dada a sua importância para o entendimento da formação da “camada protetora”. Recomendam-se, para um estudo mais detalhado da interface cavaco-ferramenta, as obras de Machado (1991a, 1991b) e Trent (1988a, 1988b, 1988c).

3.2 Formação da “camada protetora”

Segundo Brion et al. (1992), a formação da “camada protetora” é constituída de 2 (duas) etapas:

- 1° Reação química dos elementos de transição (Ti, Zr, Hf, La e outros) na superfície da ferramenta de corte com as inclusões no material da peça conduzindo à transferência seletiva das inclusões de MnS para a superfície da ferramenta;
- 2° No topo dessa “camada protetora”, formada por inclusões seletivamente transferidas, ocorre a coesão das inclusões.

A interação química do material da superfície da ferramenta de corte e da inclusão no material da peça, de acordo com Brion et al. (1992), é uma importante, possivelmente a dominante, contribuição para a formação da “camada protetora”. Tal afirmação tem como base a constatação de que a quantidade de sulfeto de manganês dentro da “camada protetora”, na usinagem do aço de corte fácil resulfurado, aumenta com o aumento da entalpia de formação dos sulfetos dos elementos de transição, isto é, a adesão das inclusões de sulfeto de manganês está relacionada com a entalpia livre de formação dos sulfetos pelos elementos de transição ativos quimicamente na superfície da ferramenta. Nesse mesmo sentido, a formação da “camada protetora” foi demonstrada por Katayama e Imai (1990) ser favorecida na usinagem com ferramenta de metal-duro com cobertura de elementos de transição, tais como: titânio, háfnio, lantânio e zircônia.

Quando ZrO_2 é adicionado sobre uma ferramenta de metal-duro K20 sem cobertura, observa-se, na usinagem do aço de corte fácil resulfurado, uma redução no desgaste de cratera e a formação da “camada protetora”. Como a dureza da superfície da ferramenta não é alterada devido à adição de apenas $0,3 \mu m$ de ZrO_2 , constata-se que a formação da “camada protetora” deve-se essencialmente ao efeito químico na interface (BRION et al. 1992).

A hipótese sugerida por Yamane et al. (1990) também indica a necessidade de reação química na superfície da ferramenta para favorecer a adesão das inclusões de óxidos. O mecanismo de adesão dos óxidos na ferramenta de metal-duro deve-se, provavelmente, à oxidação do TiC por alguma inclusão no material da peça resultando na formação do TiO ou TiO_2 , sobre a superfície da ferramenta, combinando com a inclusão. Portanto, a fim de favorecer o depósito sobre a superfície da ferramenta, a inclusão deve ser capaz de oxidar o TiC.

As inclusões de Al_2O_3 , SiO_2 e CaO não podem oxidar o TiC, pois esses óxidos são mais estáveis que o óxido de titânio. Porém, durante a etapa de desoxidação dos aços, sempre há uma quantidade de oxigênio remanescente que combina com o ferro ou com o manganês formando os óxidos FeO e MnO, respectivamente, menos estáveis que o TiO (YAMANE et al. 1990).

Entretanto, não necessariamente é preciso ter óxido no material da peça para promover a oxidação do TiC. Ensaio de oxidação com ferramentas de CBN (50% CBN e ligante: TiC) mostram que, a $800^\circ C$, reações químicas têm início entre o material da ferramenta e o oxigênio, resultando em componente óxido não-volátil, principalmente o TiO_2 . Dessa forma, o experimento de oxidação demonstra que, sob determinadas condições, a fase ligante TiC do material da

ferramenta não é inerte e apresenta uma intensiva oxidação, resultando na formação do TiO_2 (GASTEL et al. 2000).

Em relação ao oxigênio, Wicher e Pape (1962 apud YAMANE et al. 1990) têm destacado que o teor de oxigênio no material da peça está relacionado com a formação da “camada protetora” na ferramenta de metal-duro.

Na usinagem do aço de corte fácil resulfurado com ferramenta de cerâmica de óxido de alumínio, Yamane et al. (1990) propõem a formação de uma camada mista de óxido, resultante da reação entre as inclusões de óxido do material da peça e o material da superfície da ferramenta. Tal “camada protetora” deverá proteger subseqüentes reações entre a ferramenta e a inclusão. Contudo, se a reação entre o óxido e a cerâmica de óxido de alumínio resultar numa camada de óxido complexo com baixo ponto de fusão, a consequência será uma aceleração no desgaste da ferramenta. Portanto, o ponto de fusão da camada de óxido complexo, formada pela reação entre a ferramenta e a inclusão de óxido, é uma propriedade importante na usinagem com ferramentas de cerâmica de óxido de alumínio.

A quantidade de MnO no aço resulfurado pode ser reduzida adicionando alumínio no processo de desoxidação, suprimindo a reação entre MnO e o material da ferramenta. A “camada protetora” de óxido, na ferramenta de cerâmica de óxido de alumínio, não atua como uma barreira de difusão entre a ferramenta e o ferro, como no caso do metal-duro, porém é o resultado da reação entre a inclusão e a ferramenta. No entanto, essa “camada protetora” formada suprime as subseqüentes reações entre a ferramenta e a inclusão. Além disso, a camada formada parece atuar como lubrificante, haja vista a redução no coeficiente de atrito na interface cavaco-ferramenta (YAMANE et al. 1990).

Para Akira et al. (1988), a condição necessária para a formação da camada de MnS na superfície da ferramenta de óxido de alumínio durante a usinagem do aço de corte fácil resulfurado, como resultado da reação entre o MnS e o Al_2O_3 , é uma quantidade de no mínimo 50% de Al_2O_3 na ferramenta de corte.

Como já referido anteriormente, a melhoria na usinabilidade do ferro fundido cinzento devido à adição do elemento alumínio, Fig. 2.4, foi discutida no *Capítulo 2*. Liu et al. (2002) propõem a oxidação do elemento alumínio na interface cavaco-ferramenta, na usinagem do FC300Al com ferramenta de Si_3N_4 , resultando na formação de uma “camada protetora” de Al_2O_3 , suprimindo o desgaste da ferramenta num processo de corte à elevada velocidade. Segundo os autores, a oxidação ocorre numa condição termodinamicamente favorável, explicando o desenvolvimento da “camada protetora” de Al_2O_3 somente a elevadas velocidades de corte.

A formação da “camada protetora” na ferramenta de Si_3N_4 , segundo Yamane et al. (1990), pode ocorrer em virtude da presença de óxidos no material da peça que devem inicialmente oxidar a superfície da ferramenta para depois favorecer a adesão das outras inclusões de óxidos, ou devido à oxidação da superfície da ferramenta pelo oxigênio existente no meio. A última suposição é baseada no fato de que o SiO_2 é mais estável em direção ao ferro do que o Si_3N_4 .

Para Olsson (1989 apud SILVA et al. 1991), o oxigênio do meio ambiente não é necessário para promover a oxidação da superfície da ferramenta de nitreto de silício, pois a fase

intergranular da cerâmica já é rica em oxigênio. Conforme Ezugwu (1987 apud SILVA et al. 1991), essa fase intergranular rica em oxigênio (fase amorfa rica em SiO_2 intergranular) favorece o desgaste da ferramenta de nitreto de silício por meio da corrosão preferencial da fase intergranular SiO_2 em decorrência da reação entre o SiO_2 com o ferro, resultando na formação de cristais de silicato de ferro (*iron silicate glass*). Consequentemente, os grãos de Si_3N_4 são facilmente removidos da matriz durante o processo de usinagem.

O modelo de formação da “camada protetora” sugerida por Qi e Mills (1996), na usinagem do aço inoxidável austenítico tratado com cálcio usando ferramenta de metal-duro (WC-TiC-Co), propõe a formação da “camada protetora” em 4 (quatro) estágios:

- 1° Extrusão das inclusões, no material da peça, sobre a superfície da ferramenta de corte;
- 2° Adesão das inclusões benéficas, no material da peça, sobre a superfície da ferramenta;
Por exemplo: a inclusão de $\text{CaO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{SiO}_2$ tem uma grande afinidade química com o TiC e pequena solubilidade na ferramenta WC-TiC-Co. Logo, a inclusão num estado altamente viscoso adere à ferramenta.
- 3° Endurecimento e crescimento da camada;
- 4° Formação de uma “camada protetora” estável.

O modelo de formação da “camada protetora” proposto por Nordgren e Melander (1990), para a usinagem do aço tratado com cálcio com ferramenta de metal-duro com cobertura de TiN, Al_2O_3 e TiC, sugere que a formação da “camada protetora” ocorre em 3 (três) etapas:

- 1° Adesão das inclusões de sulfeto de manganês ricas em cálcio na superfície da ferramenta;
Essa etapa sugerida é confirmada pela observação das inclusões de CaS aderidas nos três tipos de cobertura – TiC, Al_2O_3 e TiN.
- 2° A temperatura de fusão da camada de sulfeto de manganês, aderida à superfície da ferramenta, diminui devido à dissolução de elementos da superfície e/ou cobertura da ferramenta na “camada protetora”;
- 3° Em seguida, a “camada protetora” funde, resultando numa rápida dissolução da cobertura da ferramenta de metal-duro.

A temperatura de fusão da inclusão de CaS é de 2400 °C (NORDGREN, 1990 apud BEUNG; VAN VLACK, 1979), entretanto, a adição de manganês reduz a temperatura de fusão para um mínimo de, aproximadamente, 1500 °C.

O mecanismo de proteção proposto é assumido ser importante para os três tipos de cobertura. Todavia, a diferença na taxa de desgaste é considerável entre as coberturas de TiN, Al_2O_3 e TiC. A taxa de desgaste tem sido estimada em aproximadamente de 3 $\mu\text{m} \cdot \text{min}^{-1}$ para a cobertura de Al_2O_3 e menos de 1 $\mu\text{m} \cdot \text{min}^{-1}$ para a cobertura de TiC (NORDGREN, MELANDER 1990).

A seguir, são apresentadas, resumidamente na Tabela 3.2, as teorias para o mecanismo de formação da “camada protetora” discutidas anteriormente.

Tabela 3.2 – Modelos propostos para o mecanismo de formação da “camada protetora”.

Autores	Material da Ferramenta	Material da Peça	Inclusão	Modelo sobre a formação da "camada protetora"
Yamane et al. 1990	Metal-duro	Aço Ressulfurado Ferro Fundido Cinzento	Óxido	1º As inclusões de óxido oxidam o TiC na superfície da ferramenta, resultando no TiO ou TiO ₂ ;
				2º Transferência seletiva das inclusões de óxido, no material da peça, para a superfície da ferramenta coberta com TiO ou TiO ₂ .
				Modelo Estável
	Cerâmica de óxido de alumínio			1º As inclusões de óxido, no material da peça, reagem com o material da superfície da ferramenta;
				2º Formação de uma camada mista de óxido composta pelos elementos das inclusões de óxido e pelos elementos da superfície da ferramenta de corte.
				Modelo Instável
	Nitreto de Silício			1º As inclusões de óxido, no material da peça, oxidam a superfície da ferramenta;
				2º Transferência seletiva das inclusões de óxido, no material da peça, para a superfície da ferramenta.
				Modelo Estável
				ou
				1º Si ₃ N ₄ é oxidado, resultando no SiO ₂ . OBS: SiO ₂ é mais estável em relação ao ferro do que Si ₃ N ₄ .
				Modelo Instável
Nordren; Melander, 1990	Metal-duro com cobertura de TiN, Al ₂ O ₃ e TiC	Aço tratado com cálcio	(Mn,Ca)S; MnS; aluminato de cálcio duplex	1º Adesão das inclusões, no material da peça, na superfície da ferramenta; 2º Dissolução dos elementos da cobertura da ferramenta para a camada de óxido; 3º Redução da temperatura de fusão da camada formada; 4º Fusão e remoção da camada. Modelo Instável
Brion et al. 1992	Metal-duro com cobertura de ZrO ₂	Aço ressulfurado de corte fácil	MnS	1º Reação química dos elementos de transição (Ti, Zr, Hf, La) na superfície da ferramenta com as inclusões no material da peça; 2º Transferência seletiva das inclusões, no material da peça, para a superfície da ferramenta. Modelo Estável
Qi; Mills, 1996	Metal-duro WC-TiC-Co	Aço inoxidável ressulfurado tratado com cálcio	CaS; CaO.Al ₂ O ₃ .SiO ₂ ; MnS	1º Extrusão das inclusões não-metálica na superfície da ferramenta; 2º Adesão das inclusões, no material da peça, na superfície da ferramenta;
Fang; Zhang, 1996	Metal-duro classe P10		CaO.Al ₂ O ₃ .SiO ₂ .MnS; MnS	3º Endurecimento e crescimento da “camada protetora”; 4º Formação de uma "camada protetora" estável. Modelo Estável

Para a formação da “camada protetora” três parâmetros devem ser controlados: a natureza química da superfície da ferramenta de corte, os parâmetros de corte (velocidade de corte, avanço e profundidade de corte) e o tipo de inclusão no material da peça (BRION et al. 1992). Cada um desses itens é discutido a seguir, exceto o assunto referente ao tipo de inclusão haja vista que no presente trabalho é usada somente inclusão de sulfeto de manganês.

3.2.1 Material da ferramenta de corte

A “camada protetora”, descrita acima, deve, segundo Qi e Mills (2000), ter elevada afinidade química com o material da ferramenta de corte para não ser facilmente removida pelo cavaco.

Análise das ferramentas de CBN empregadas na usinagem do ferro fundido cinzento mostram uma relação entre a formação da camada de sulfeto de manganês, Fig. 2.5(b), e a oxidação da superfície da ferramenta. A Tabela 3.3 mostra os fenômenos observados na ferramenta de CBN após a usinagem do ferro fundido cinzento.

Ferramentas de CBN com ligante de TiN ou Al_2O_3 , Tabela 3.3, apresentam nos ensaios de oxidação, início de oxidação do ligante a velocidade de 800 e 400 m/min, respectivamente. A oxidação da superfície da ferramenta de corte também é observada no torneamento do ferro fundido vermicular nas mesmas condições de corte. Entretanto, nesse caso, a oxidação contribui para o desgaste da ferramenta (GASTEL et al. 2000). Portanto, pode-se concluir que os óxidos na superfície da ferramenta exercem algum papel na formação da camada de sulfeto de manganês na usinagem do ferro fundido cinzento.

Tabela 3.3 – Fenômenos observados na ferramenta de CBN após a usinagem do ferro fundido cinzento. (Adaptado de GASTEL et al. 2000)

Material da ferramenta de corte	CBN (50% CBN + ligante: TiN)				CBN (90% CBN + ligante: Al_2O_3)			
	10	100	400	800	10	100	400	800
v_c (m.min ⁻¹)								
Depósito de Fe e C	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓
Oxidação		✓	✓	✓		✓	✓	✓
Depósito de Mn e S		✓		✓		✓	✓	✓
Formação da camada de MnS				✓				✓

Segundo Liu et al. (2002) os grãos de CBN não reagem com os materiais ferrosos no material da peça. Logo, a aderência observada na superfície da ferramenta deve-se a interação entre o material da peça e o ligante na ferramenta de CBN. Disso resulta a melhor usinabilidade do ferro fundido cinzento com ferramenta de CBN com ligante TiC em relação às ferramentas de CBN com ligante Co. Análise química dessas ferramentas revela uma maior quantidade dos elementos alumínio e silício aderidos à ferramenta de CBN com ligante TiC na forma de óxido.

O elemento alumínio presente no material da peça favorece a formação de uma camada de óxido de alumínio, Al_2O_3 , sobre a superfície da ferramenta quando a usinagem ocorre em condições propícias, reduzindo, conseqüentemente, o desgaste da ferramenta. A geração do

filme de óxido está relacionada com a temperatura na região de corte e é influenciada principalmente pela velocidade de corte. Dessa forma deve haver um intervalo de velocidade de corte no qual o desgaste é reduzido devido à formação do filme de óxido na superfície da ferramenta. Na Figura 2.3(b) esse intervalo de velocidade encontra-se entre 1500 e 2500 m.min⁻¹. Nesse intervalo a ferramenta de corte apresenta o menor desgaste de flanco (LIU et al. 2002).

Estudo realizado por Katayama e Hashimura (1995), na usinagem do aço de corte fácil com 0,312% S e 0,98% Mn, mostra que o trabalho de adesão das inclusões de sulfeto de manganês na ferramenta de corte depende da energia livre de formação do sulfeto do elemento metálico na superfície da ferramenta.

Na Figura 3.7 é mostrada a relação entre a energia livre de formação do sulfeto e a área percentual de inclusões de MnS aderidas à superfície da ferramenta de corte. Nota-se que a adesão entre a inclusão de MnS e a ferramenta depende da energia livre de formação do sulfeto. O trabalho de adesão entre a ferramenta e a inclusão de sulfeto diminui na seguinte ordem: ZrO₂, TiN, ZrN, Al₂O₃, TiC, HfO₂, WC e Fe₃C. Nesse caso, o trabalho de adesão parece ser uma função linear da energia livre de formação do sulfeto (KATAYAMA; HASHIMURA, 1995).

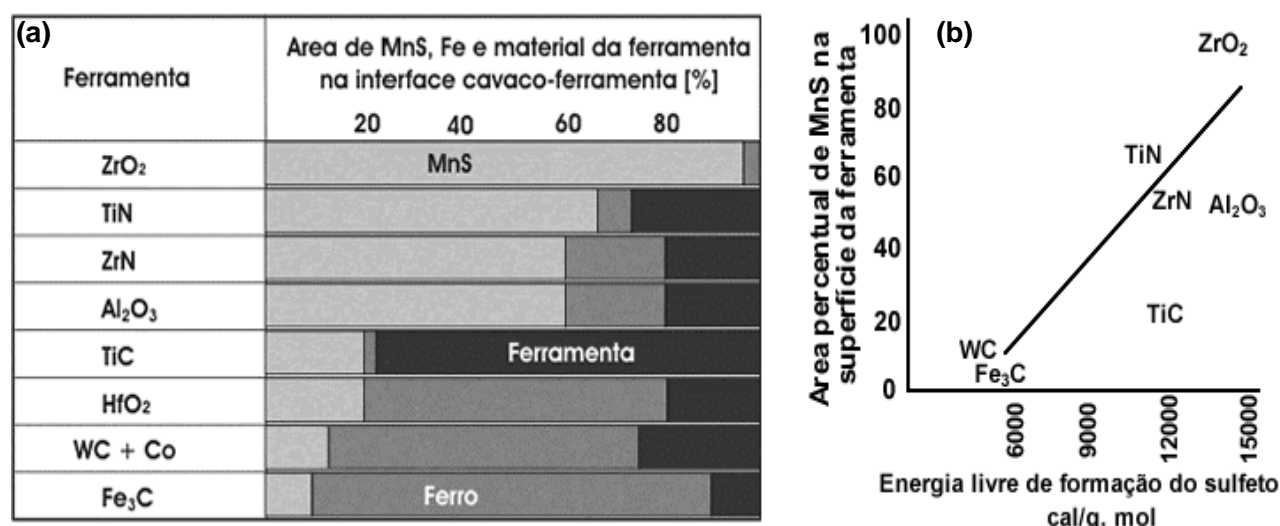


Figura 3.7 – (a) Influência do material da ferramenta na adesão das inclusões de MnS.

(b) Relação entre a energia livre de formação de sulfeto e a área percentual das inclusões de MnS aderida. ($v_c = 80$ m.min⁻¹ e $f = 0,05$ mm)
(Adaptado de KATAYAMA; HASHIMURA, 1995)

Embora a matriz do aço de corte fácil usado por Katayama e Hashimura (1995) seja constituída por 90% de ferrita e apenas 1,2% de inclusões de MnS, observa-se na Fig. 3.7(a) que certas ferramentas, tais como: ZrO₂, TiN, ZrN e Al₂O₃ apresentam em torno de 60% da superfície, ou mais, coberta por sulfeto de manganês. A Fig. 3.7(a) mostra, também, que as inclusões de MnS não apresentam tendência de serem seletivamente transferidas à ferramenta WC + Co (KATAYAMA; HASHIMURA, 1995).

A inclusão de sulfeto de manganês no aço de corte fácil resulfurado reage com o ZrO_2 na superfície da ferramenta formando uma “camada protetora” de sulfeto de manganês sobre a face, suprimindo, conseqüentemente, a adesão do cavaco na ferramenta. Assim, quanto maior a quantidade de inclusões de MnS no aço, maior é taxa de ocupação de MnS na superfície da ferramenta de ZrO_2 (KATAYAMA et al. 1987).

Na usinagem do aço resulfurado SAE 1144 (contendo inclusões de óxido encapsuladas por inclusão de MnS) com ferramenta de metal-duro K20, o desgaste de cratera é consideravelmente reduzido com a aplicação sobre a superfície da ferramenta de $0,3 \mu m$ de ZrO_2 (BRION et al. 1992).

A importância da química de superfície do TiN para a formação da “camada protetora” também é documentada em experimentos realizados por Pietikainen e Tohka (1970 apud BRION et al. 1992).

A formação da “camada protetora” é observada na ferramenta de metal-duro contendo TiC ou TiN na usinagem dos aços com inclusão benéfica, enquanto apenas traços das inclusões são encontrados na usinagem com ferramenta de metal-duro WC + Co, concordando com o resultado apresentado na Fig. 3.7(a). A explicação para o diferente resultado na usinagem com ferramenta de metal-duro contendo TiC e a ferramenta de metal-duro WC + Co, segundo Helisto et al. (1990), deve-se à boa molhabilidade das inclusões de silicato, a alta temperatura, no inserto contendo TiC, onde reações entre a ferramenta e a inclusão são observadas. Nas ferramentas de metal-duro contendo WC + Co, a reatividade da inclusão de silicato com o material da ferramenta e a molhabilidade na superfície dessa é desprezível.

Diversos mecanismos podem resultar na reação entre a ferramenta e a inclusão de silicato. Uma explicação sugere a energia livre de formação dos óxidos e dos carbonetos envolvidos. Visto que o SiO_2 é menos estável que o TiO_2 e o TiO_3 , o SiO_2 pode reagir com o TiC em condições adequadas produzindo o óxido de titânio. O MnO pode participar em processo similar (HELISTO et al. 1990).

Resultados diferentes ao proposto por Katayama e Hashimura (1995), Fig. 3.7, são obtidos na usinagem do aço tratado com cálcio com ferramenta de metal-duro com cobertura de TiN, Al_2O_3 e TiC. A inclusão presente no material da peça, CaS, adere aos três tipos de cobertura mencionados. Entretanto, a taxa de desgaste do Al_2O_3 é 3 (três) vezes maior do que o apresentado pela cobertura de TiC. Em algumas regiões na superfície da ferramenta, por exemplo, próximo ao gume, elementos da cobertura são encontrados dissolvidos na inclusão aderida. A ferramenta com cobertura de Al_2O_3 , do ponto de vista do desgaste da ferramenta, não é indicada para a usinagem do aço tratado com cálcio com inclusões de CaS (NORGREN; MELANDER, 1990).

Para Fang e Zhang (1996), as ferramentas de metal-duro favorecem a formação da “camada protetora” na usinagem do aço inoxidável de corte fácil Ca-S com inclusões de MnS e $CaO-Al_2O_3-SiO_2-MnS$, devido à molhabilidade e aderência das referidas inclusões no TiC da

ferramenta. A adesão das inclusões de $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$ à ferramenta de WC-TiC-Co , na usinagem do aço inoxidável austenítico de corte fácil Ca-S , segundo Qi e Mills (1996), deve-se à afinidade química dos elementos da inclusão com o TiC e a baixa solubilidade no WC-TiC-Co .

Ao comparar a usinabilidade dos aços de usinabilidade melhorada (contendo inclusões de oxisulfeto duplex modificada) com ferramenta de metal-duro com cobertura de Al_2O_3 ou TiN , Ezugwu et al. (1999) constatou que as ferramentas WC-Co com cobertura de Al_2O_3 apresentam uma vida maior do que as ferramentas WC-TiC-TaC-Co com cobertura de TiN . Portanto, divergindo, também, do resultado proposto por Katayama (1995), Fig. 3.7.

Logo, como pode ser constatado, o aspecto químico da superfície da ferramenta de corte é mais importante para a formação da “camada protetora” do que as propriedades mecânicas da ferramenta. A condição química e física desenvolvida na interface cavaco-ferramenta, para a formação da “camada protetora” depende, também, dos parâmetros de corte. Esse é o assunto abordado no próximo item.

3.2.2 Parâmetros de corte

No capítulo 2 os gráficos disponíveis na literatura foram apresentados para mostrar a redução do desgaste da ferramenta com o aumento da velocidade de corte na usinagem do ferro fundido cinzento. Os dados mais importantes, referentes a essas figuras, são apresentados na Tabela 3.4.

Tabela 3.4 – Dados resumidos das figuras do Capítulo 2.

Figura	Autor	Material da ferramenta	VB_{\min}^*	Operação	Parâmetros de corte
2.1	Yamane, 1990	Si_3N_4	300 m.min^{-1}	Torneamento	$a_p = 1 \text{ mm}$ $f = 0,21 \text{ mm}$
2.3	Liu et al. 2002	CBN (ligante: TiC)	2000 m.min^{-1}	Fresamento	$a_p = 0,5 \text{ mm}$ $f = 0,2 \text{ mm/dente}$
2.5	Sahm et al. 2002	PCBN	800 m.min^{-1}	Torneamento	$a_p = 0,15 \text{ mm}$ $f = 0,3 \text{ mm}$
2.6	Boehs, 1979	Metal-duro K20	250 m.min^{-1}	Torneamento	$a_p = 2 \text{ mm}$ $f = 0,25 \text{ mm}$

(*) É o menor desgaste de flanco (VB_{\min}) para o intervalo de velocidade analisado. Lê-se na segunda linha: O menor desgaste de flanco da ferramenta de Si_3N_4 , com $a_p = 1 \text{ mm}$ e $f = 0,21 \text{ mm}$, desenvolve-se a velocidade de corte de 300 m.min^{-1} .

Analisando os dados da Tabela 3.4, surge a pergunta: Quais são os parâmetros de corte recomendados para a usinagem do ferro fundido cinzento de modo a obter uma combinação: maior velocidade de corte e menor desgaste da ferramenta?

Provavelmente o leitor deve ter observado que há muitas variáveis envolvidas nessa análise.

A partir dos dados disponíveis na literatura é muito difícil saber quais são os parâmetros de corte adequados para o desenvolvimento do comportamento atípico, i.e. redução no desgaste da ferramenta com o aumento da velocidade de corte, na usinagem do ferro fundido cinzento. Dessa forma, conforme apresentado e discutido no *capítulo 1*, um dos objetivos desse trabalho é determinar as condições adequadas em função das propriedades intensivas. Como exemplo das propriedades intensivas pode-se citar a temperatura.

A Tabela 3.4 restringiu-se à apresentação dos dados referentes à usinagem do ferro fundido cinzento. A seguir, algumas contribuições sobre a influência dos parâmetros de corte na formação da “camada protetora” na usinagem dos aços são discutidas.

Na usinagem do aço de corte fácil a relação entre os parâmetros de corte e a formação da “camada protetora” é apresentada na Fig. 3.8.

Estabelecido o avanço para uma profundidade de corte de 2 mm, Fig. 3.8, existe uma faixa de velocidade ótima para a formação da “camada protetora”. Na região 1, as condições de corte não favorecem a deformação e a extrusão da inclusão não-metálica nas superfícies da ferramenta. Aumentando a velocidade de corte até a região 2, desenvolve-se na interface cavaco-ferramenta a condição necessária para formação da “camada protetora”. Para uma condição de corte localizada na região 3, não há a permanência da “camada protetora” na superfície da ferramenta (GRUM; LESKOVA, 1986; TRENT, 1991).

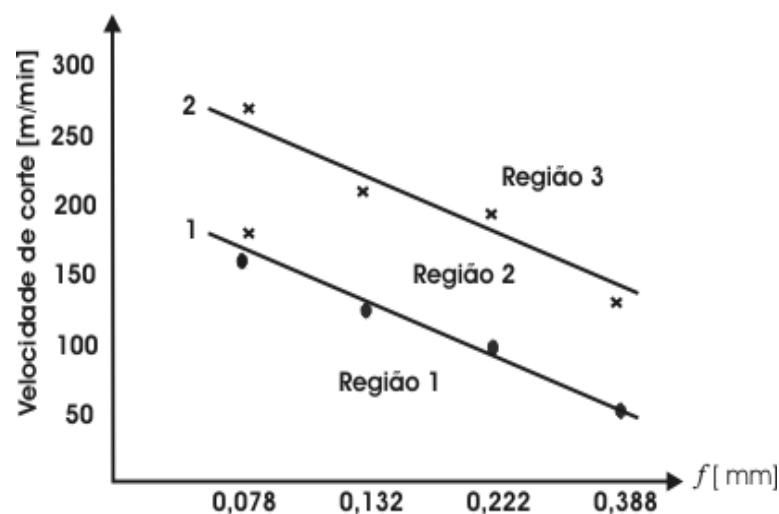


Figura 3.8 - Influência dos parâmetros de corte na formação da “camada protetora”

($a_p = 2,0$ mm; ferramenta de metal-duro; material da peça: aço de corte fácil).

(Adaptado de GRUM; LESKOVA, 1986)

Para o aço resulfurado de corte fácil com inclusões de óxidos, a região de estabilidade estende-se de $v_c = 100$ até 600 m.min^{-1} , com uma espessura máxima da “camada protetora” a 400 m.min^{-1} . Na Figura 3.9 é mostrada a espessura da “camada protetora” em função da velocidade de corte para duas ferramentas de materiais diferentes (BRION et al. 1992).

O desaparecimento da camada de MnS sobre a superfície da ferramenta em alta velocidade de corte deve-se à redução da resistência do MnS para suportar a carga de contato na interface cavaco-ferramenta, devido à alta temperatura envolvida durante o processo de usinagem (NORDGREN; MELANDER, 1990). Segundo Poulachon et al. (2002), a temperatura desenvolvida na operação de fresamento, para velocidade de corte menor que 100 m.min^{-1} , não é suficientemente alta para beneficiar o efeito das inclusões de sulfeto de manganês presente no aço 40CrMnMo8 (dureza 300 HB). Acima dessa velocidade ocorre o amolecimento da inclusão de sulfeto de manganês melhorando a usinabilidade, e o máximo valor de velocidade de corte é achado para 300 m.min^{-1} ($a_e = 20 \text{ mm}$; $a_p = 3 \text{ mm}$ e $f_z = 0,2 \text{ mm}$), que parece ser o limite para a manutenção das inclusões de sulfeto de manganês sobre a superfície da ferramenta, concordando com outros estudos (FANG; ZHANG, 1996; MILLS, 1997; NORDGREN; MELANDER, 1990). Para velocidade de corte maior que 300 m.min^{-1} a “camada protetora” é removida das superfícies da ferramenta pelo cavaco, mostrando que a formação da “camada protetora” é fortemente afetada pela distribuição de temperatura na superfície da ferramenta. Se a distribuição de temperatura de corte é apropriada, então uma película composta pelo material da inclusão pode ser formada (POULACHON et al. 2002).

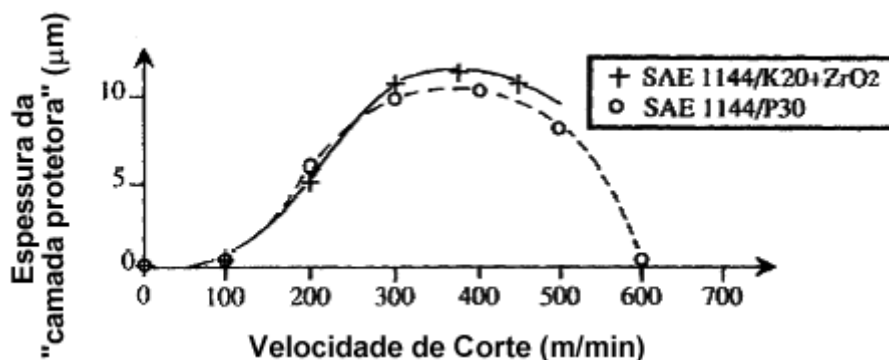


Figura 3.9. Espessura da “camada protetora” em função da velocidade de corte.

($t = 2 \text{ min}$; $f = 0,15 \text{ mm.rev}^{-1}$ e $a_p = 2 \text{ mm}$).

(Adaptado de BRION et al. 1992)

Nos capítulos 2 e 3 foi apresentada a fundamentação teórica necessária ao desenvolvido da pesquisa proposta nesse trabalho.

É recomendada, para uma leitura mais aprofundada sobre a influência das inclusões de sulfeto de manganês na usinabilidade do ferro fundido cinzento, a obra de Pereira (2005). Nessa dissertação o leitor encontrará uma abordagem, com maior profundidade, sobre a formação da “camada protetora” de sulfeto de manganês na usinagem, principalmente, dos aços.

O próximo capítulo apresentará a metodologia, os métodos e as técnicas a serem empregadas para alcançar os objetivos propostos neste trabalho, capítulo 1.

CAPÍTULO 4

METODOLOGIA, MATERIAIS E EQUIPAMENTOS

Visando uma melhor compreensão, este capítulo foi dividido em três partes. A primeira, destinada à apresentação da fabricação e caracterização do material da peça. A segunda parte descreve os experimentos de usinagem e a caracterização dos elementos envolvidos. A terceira parte trata do processo de preparação da amostra das *tribolayers* para análise no TEM e a sua caracterização por microscopia eletrônica de transmissão.

A parte experimental deste trabalho foi realizada nos laboratórios do Departamento de Engenharia Mecânica do Centro Tecnológico e no Laboratório Central de Microscopia (LCME) da Universidade Federal de Santa Catarina (UFSC), nos laboratórios da empresa Tupy Fundições, no Centro de Nanociência e Nanotecnologia Cesar Lattes (C2Nano)/Laboratório Nacional de Luz Síncrotron, e na Divisão de Metrologia de Materiais do Instituto Nacional de Metrologia (INMETRO).

A redução do desgaste da ferramenta com o aumento da velocidade de corte pode ser resultante, principalmente, da interação física e/ou química do material da peça com o da ferramenta de corte durante a usinagem. A interface de interação desses dois corpos é inacessível durante o referido processo. Entretanto, vestígios de tais interações têm sido encontrados nas superfícies da ferramenta. Até recentemente, a caracterização dos referidos, que possibilitaria o entendimento do mecanismo responsável pela redução do desgaste da ferramenta com o aumento da velocidade de corte, esteve limitada pelas técnicas e tecnologias disponíveis. Com os atuais avanços e, principalmente, disponibilização no Brasil das ferramentas de caracterização de níveis nanométricos e até sub-nano foi possível propor um estudo com os objetivos já mencionados.

4.1 Metodologia, equipamentos e matéria-prima empregada na fundição

A preparação da amostra foi feita em um forno de indução de média frequência com duas toneladas de capacidade. Depois de fundida a carga, constituída por sucata de aço e ferro fundido de cubilô, foi adicionado grafita e FeMn para alcançar o ferro base com 3,38% C e 1,97% Si. Após ter sido processada a inoculação no jato com FeSiCaAl, o metal líquido foi vazado em moldes para a produção dos corpos de prova (ver 4.2.1) destinados aos experimentos de usinagem. A composição química dos corpos de prova é exibida na Tabela 4.1.

Tabela 4.1 – Composição química do ferro fundido cinzento FC 250 (%)

S	Mn	P	Cu	Sn	Ti	C	Si	Cr
0,10	0,39	0,028	0,89	0,085	0,011	3,38	1,97	0,288

4.1.1 Ensaios mecânicos e medição da dureza

Os ensaios de resistência à tração foram realizados em cilindros extraídos no centro da parede dos corpos de prova para experimentos de usinagem, preparados segundo a norma NBR 6916. Para a execução desse ensaio foi usada uma máquina de tração universal da marca Kratos com capacidade de 500 kN.

A dureza foi determinada nas amostras obtidas no centro da parede dos corpos de prova usados nos experimentos de usinagem. Foram obtidas impressões de dureza, empregando, para tal, uma esfera de aço temperado com 5 mm de diâmetro submetida a uma carga de 7500 N. O diâmetro da impressão foi medido com o auxílio de uma lupa e posteriormente convertido em dureza Brinell. Essas medições foram desenvolvidas em um durômetro da marca Wolpert, modelo LVPA/BK 300, com carga máxima de 4 kN.

4.1.2 Caracterização da microestrutura

A caracterização microestrutural foi efetuada nas amostras obtidas dos corpos de prova produzidos para os experimentos de usinagem. A preparação das amostras, para exame metalográfico consistiu no lixamento, com lixas de carbetto de silício até a lixa com tamanho de grão de 1500 mesh, e no polimento com pasta de diamante de granulometria 0,25 μm . Como lubrificante, durante o polimento, foi utilizado álcool etílico.

Para a determinação da área, comprimento e distribuição das inclusões de MnS e análise da distribuição do tamanho da grafita, utilizou-se o software Image-pro plus versão 5.1 desenvolvido pela empresa Media Cybernetics.

4.1.2.1 Classificação e distribuição do tamanho da grafita

As grafitas foram classificadas de acordo com a norma ASTM A247.

Para a determinação da distribuição do tamanho da grafita, foram utilizadas três amostras metalográficas obtidas dos corpos de prova produzidos para os experimentos de usinagem. A análise consistiu em obter, para cada amostra, 8 imagens ampliadas 100 vezes. Em seguida, as imagens captadas por uma câmera digital acoplada a um microscópio óptico (modelo Optiphot e marca Nikon) foram analisadas pelo software *Image-pro plus*, fornecendo a distribuição do tamanho da grafita segundo as normas ASTM A247 e VDG P441.

Durante essa análise, informações referentes à área da grafita e a quantidade de grafita por mm^2 também foram obtidas. A área da grafita indica a porcentagem da matriz ocupada por grafita. O valor de grafita por mm^2 fornece quantas partículas de grafita existem por mm^2 .

4.1.2.2 Caracterização da matriz

A caracterização da matriz foi realizada em quatro amostras metalográficas. Para a revelação da microestrutura, empregou-se o reagente Nital. Como a perlita não é homogênea, o uso do analisador de imagens seria pouco representativo, por esse motivo, optou-se por usar imagens comparativas.

4.1.2.3 Determinação da quantidade de células eutéticas

As células eutéticas foram reveladas com o reagente *Stead*.

A quantidade de células eutéticas nas amostras obtidas dos corpos de prova produzidos para o experimento de usinagem foi determinada na metade da espessura da parede dos cilindros.

Em cada amostra metalográfica foram analisadas 10 imagens, ampliadas 50 vezes. Assim, o número de células eutéticas em uma amostra é a média da quantidade de células eutéticas nas 10 imagens.

4.1.2.4 Determinação da área, comprimento e distribuição das inclusões de MnS

A determinação da área e do maior comprimento da inclusão de MnS foi realizada, com auxílio do software *Image-pro plus*, nas imagens com área de 0,142 mm².

A Figura 4.1 mostra as etapas envolvidas nas avaliações. Primeiro, selecionaram-se as imagens desejadas nas amostras metalográficas, Fig. 4.1(a). Após as partículas com tamanho compreendido no intervalo selecionado terem sido identificadas, Fig. 4.1(b), o software avaliou as grandezas escolhidas.

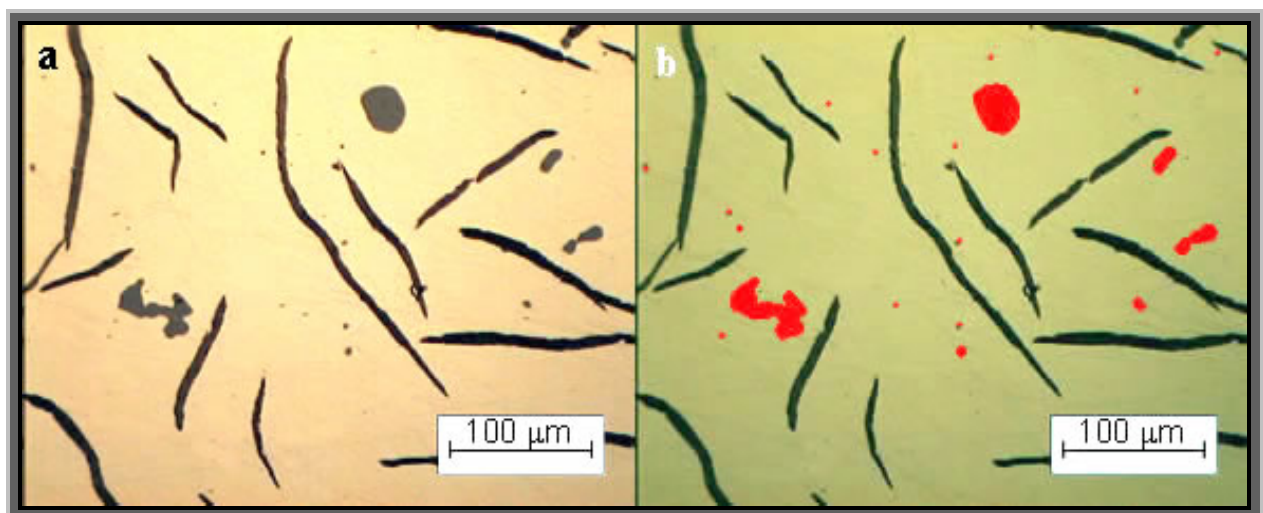


Figura 4.1 - (a) Imagem selecionada. (b) Identificação das inclusões de MnS.

Definiu-se, durante a análise, que o menor comprimento da inclusão de MnS é de 3 µm, reduzindo a possibilidade de os óxidos (que eventualmente formam-se durante a secagem da amostra) e os carbonetos serem incluídos durante a identificação dos MnS. O máximo tamanho foi

ajustado de acordo com o maior tamanho da inclusão de MnS presente na imagem em análise, evitando que a grafita fosse considerada durante a avaliação. Quando o software incluía grafitas, óxidos e/ou carbonetos com tamanhos compreendidos no intervalo estipulado, tais partículas eram identificadas visualmente na análise e removidas.

Durante a avaliação da área e do comprimento, o software *Image-pro plus* também forneceu a quantidade de inclusões de MnS na área analisada, possibilitando a determinação da quantidade de inclusões de MnS/mm². Para melhor interpretação dos resultados, essa informação será correlacionada com a distribuição da área da inclusão.

Foram utilizadas três amostras metalográficas, e para cada uma delas foram analisadas quatro imagens ampliadas 400 vezes.

4.1.2.5 Caracterização da microestrutura das inclusões de MnS e da grafita

A fim de comparar a microestrutura e a composição da *tribolayer* com o material da peça, amostras dos corpos de prova foram caracterizadas num microscópio eletrônico de transmissão (Jeol JEM 2100 HTP) empregando: difração de área selecionada (SAED) e análise química por EDS (*Thermo Noran*) auxiliada pelo programa *Noran System Six*®. As amostras de TEM foram preparadas pelo método convencional, que consiste em cortar um disco com diâmetro de 3 mm e espessura de aproximadamente 400 µm. Em seguida, a amostra é desbastada e polida nas duas faces até atingir uma espessura de aproximadamente 100 µm e posteriormente a espessura é reduzida por um processo denominado *dimpling* até atingir 20 µm, Fig. 4.2(a). Para terminar a preparação, a amostra é submetida a um polimento iônico, realizado por meio do equipamento PIPS (*Precision Ion Polishing System*) da Gatan®, Fig. 4.2(b), até que um furo, com borda suficientemente fina para a passagem do feixe de elétrons, seja formado próximo à região que se deseja analisar, Fig. 4.2(c). Geralmente, a região ao redor do furo tem uma espessura inferior a 100 nm (SWANN, 1995).

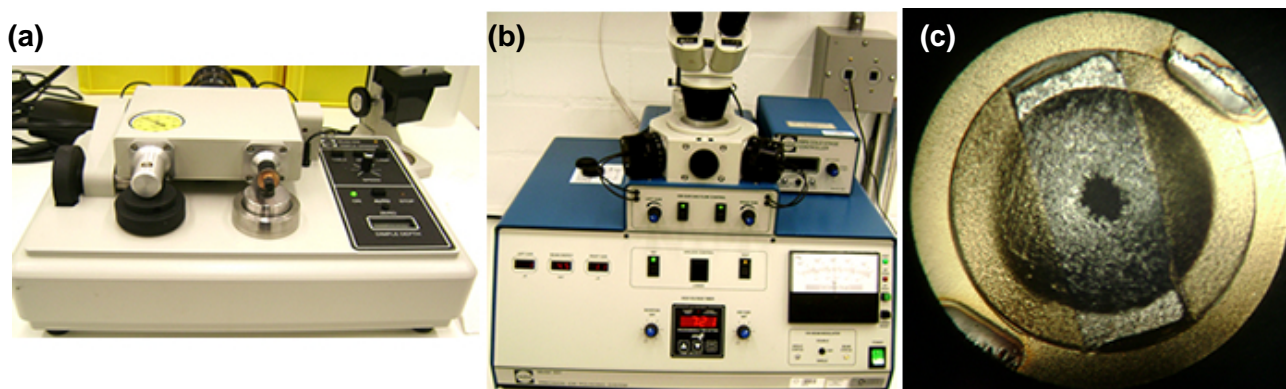


Figura 4.2 – (a) *Dimpler*. (b) Sistema de polimento iônico de precisão. (c) Amostra pronta para ser analisada no TEM com furo produzido pelo PIPS na região central, cujas bordas formam a área útil a ser analisada no TEM.

4.2 METODOLOGIA, EQUIPAMENTO E MATERIAIS EMPREGADOS NOS EXPERIMENTOS DE USINAGEM

Os experimentos de usinagem, desenvolvidos pelo processo de torneamento externo longitudinal num torno Galaxy 30 com ferramentas à base de $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$ (ver item 4.2.2), foram realizados nas velocidades de corte de 300, 400, 500, 600 e 700 $\text{m}\cdot\text{min}^{-1}$, mantendo fixos $f = 0,2$ mm e $a_p = 2$ mm. Os experimentos foram efetuados com duas réplicas e os parâmetros de corte citados foram selecionados conforme os dados disponíveis na literatura dentro do intervalo recomendado pelo fabricante das pastilhas. A rotação dos experimentos foi limitada em 2000 rpm considerando as especificações da placa de fixação do torno. Dessa forma, experimentos de usinagem com velocidades de corte maiores que 700 $\text{m}\cdot\text{min}^{-1}$ não foram possíveis de serem realizados devido ao limite de rotação da placa usada. Os experimentos foram feitos a seco para evitar choque térmico na pastilha à base de $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$. O comprimento usinado foi de 1600 mm. Para a medição e análise no desgaste de flanco, foram usados os microscópios eletrônicos de varredura JSM-5900 LV e JSM 6330 F disponíveis no *Centro de Nanociência e Nanotecnologia Cesar Lattes (C2Nano)* e no *Laboratório Central de Microscopia Eletrônica/UFSC*, respectivamente.

4.2.1 Geometria do corpo de prova

Os corpos de prova para os experimentos de usinagem, Fig. 4.3, foram produzidos (ver item 4.1) com espessura de parede de 27 mm para assegurar homogeneidade microestrutural ao longo da seção transversal.

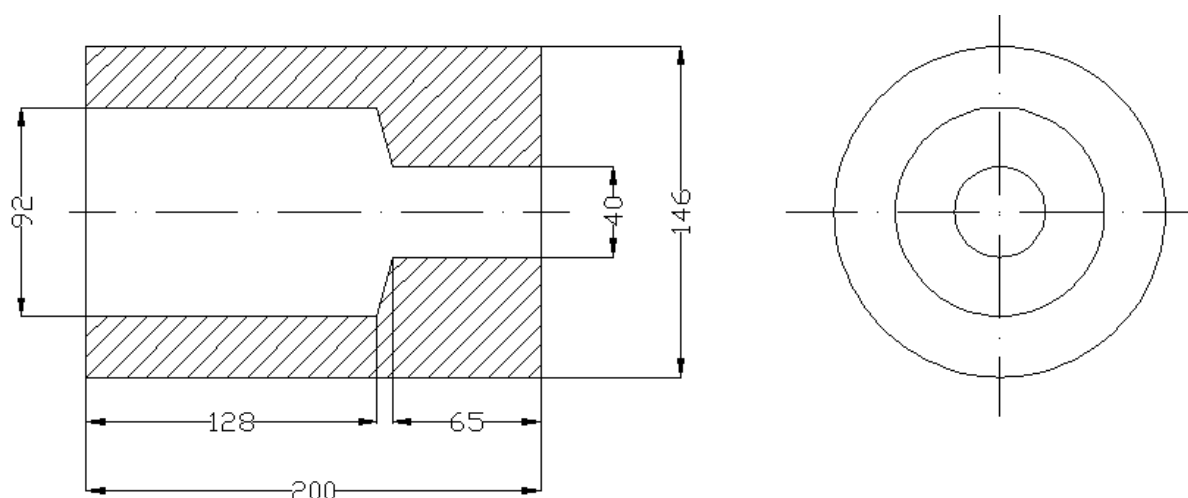


Figura 4.3 – Geometria do corpo de prova fundido.

A geometria do corpo de prova, Fig. 4.3, precisou ser modificada, Fig. 4.4, para permitir a fixação por interferência entre o corpo de prova e o eixo, Fig. 4.5.

Como se sabe, a sensibilidade da usinabilidade à microestrutura do material é tão acentuada que uma pequena variação que ocorre pode ser suficiente para comprometer os resultados obtidos. Por essa razão, 3 mm de espessura da superfície externa do corpo de prova foram removidos para eliminar possíveis resíduos de areia de fundição.

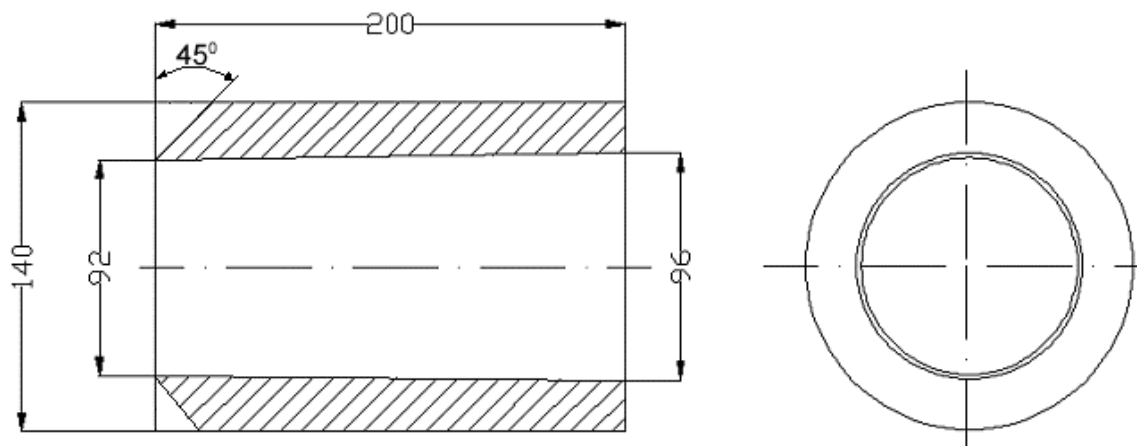


Figura 4.4 – Corpo de prova preparado para os experimentos de usinagem.

4.2.2 Seleção da ferramenta de corte

No capítulo 3, discutiu-se extensamente a influência do material da ferramenta de corte no desgaste da ferramenta e na formação da “camada protetora”. Com base nas informações apresentadas neste capítulo, principalmente nas informações sumarizadas na Tabela 3.4, decidiu-se usar a ferramenta de cerâmica à base de nitreto de silício (β - Si_3N_4) sem cobertura, classe 6090, no estudo da possível redução do desgaste da ferramenta de corte com o aumento da velocidade na usinagem do ferro fundido cinzento.

Para desconsiderar a influência dos ângulos da ferramenta nos resultados obtidos, optou-se por usar uma ferramenta quadrada, descrição SNGA 120408 T02520, na forma de insertos reversíveis fixados no porta-ferramenta DSSNR 2525m12-2. Tanto as ferramentas de corte quanto o porta-ferramenta foram fornecidos pela empresa Sandvik®. Detalhes geométricos da pastilha e do suporte são apresentados nos Apêndices B11 e B12.

4.2.3 Caracterização do material da ferramenta de corte à base de β - Si_3N_4

A identificação das fases do material da ferramenta à base de β - Si_3N_4 foi conduzida na superfície da ferramenta em um difratômetro da marca Philips®, modelo X Pert, com um tubo de cobre de $\lambda = 1,5418 \text{ \AA}$, operando a 40 KV e 30 mA. Os padrões de DRX foram coletados com o ângulo de difração variando de $3,025^\circ$ até $117,97^\circ$, passo de $0,05^\circ$, tempo por passo de 1 segundo e velocidade de varredura de 0,05 segundos. Para a identificação dos padrões, utilizaram-se os arquivos de difração compilados pela JCPDS - International Centre for Diffraction Data (JCPDS, 1981).

Para a análise da microestrutura no microscópio eletrônico de varredura de emissão de campo (FEG-SEM), modelo Jeol JSM 6701F, a ferramenta de corte foi fraturada e atacada com uma mistura de NaOH e KOH na proporção 1:1 a 500°C , durante 20 minutos, a fim de remover a fase intergranular formada durante a sinterização. O ataque químico dissolve preferencialmente a fase vítrea intergranular e torna possível a observação dos *whiskers* de β - Si_3N_4 no FEG-SEM. A superfície atacada foi recoberta com ouro para evitar carregamento eletrostático quando exposta ao feixe de elétrons.

Complementarmente, a caracterização da microestrutura da ferramenta de corte à base de β - Si_3N_4 foi efetuada num microscópio eletrônico de transmissão Jeol JEM 2100 HTP. A amostra para análise no TEM foi preparada por feixe de íons focalizados (FIB) – ver item 4.5.1. Padrões de difração de elétrons e imagens de TEM em alta resolução foram obtidas para observar a microestrutura em detalhes. O software Gatan Digital Micrograph® foi utilizado para aquisição e processamento das imagens. Para o mapeamento por raios-X, o detector de EDS (Thermo Noran) e o software Noran System Six® foram usados no modo STEM.

4.2.4 Máquina-ferramenta

Para a realização dos experimentos de usinagem, foi utilizado um torno CNC do fabricante Romi®, modelo Galaxy 30, disponível nas instalações da empresa Tupy Fundições. A potência do motor principal é de 30 CV (22 kW) e a velocidade máxima no eixo árvore é de 3.000 rpm. As demais características técnicas são mostradas no Apêndice B1.

Os corpos de prova, Fig. 4.3, fundidos na forma cilíndrica e vazada, para garantir a uniformidade microestrutural ao longo da seção transversal, foram fixados entre a castanha e o contra-ponta por meio de um eixo interno, Fig. 4.5, fixado ao corpo de prova por interferência. A montagem do conjunto eixo-corpo de prova está descrita na Figura 4.6.

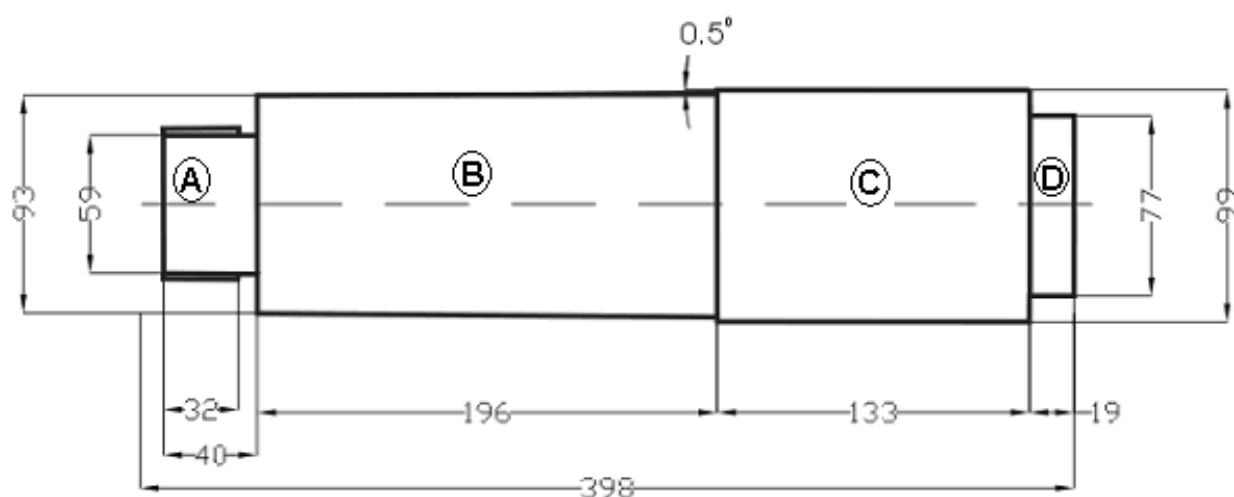


Figura 4.5 – Projeto do eixo usado para fixar o corpo de prova na castanha.

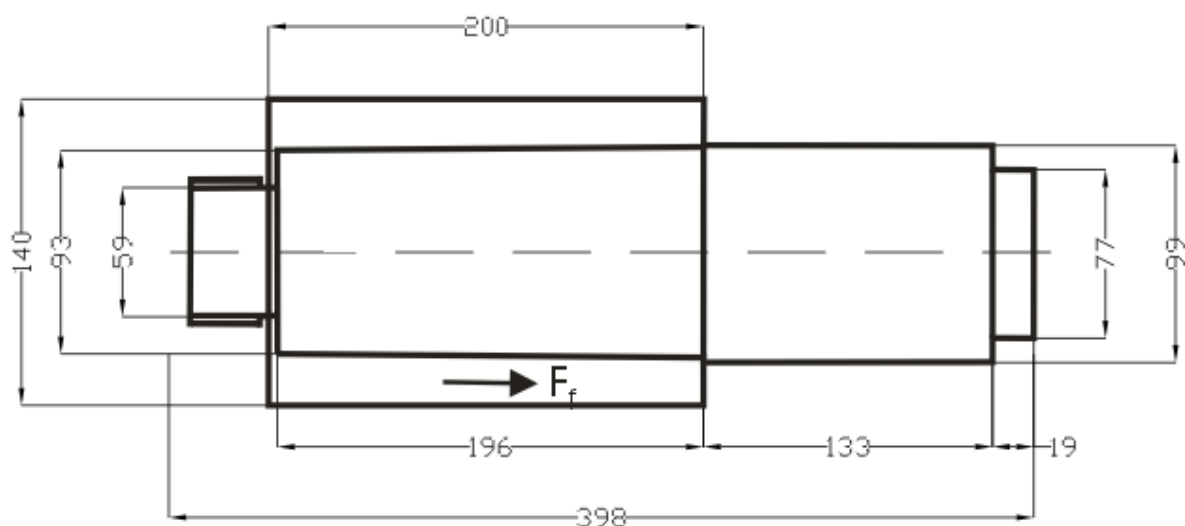


Figura 4.6 – Corpo de prova fixado ao eixo. Indicação da direção da força de avanço (F_f).

Para a medição das componentes da força durante a usinagem do corpo de prova, foi utilizado um torno CNC do fabricante Romi® modelo Cosmos 20U com comando numérico computadorizado Romi® modelo Mach-7. A potência do motor principal é de 20 CV (15 kW). A velocidade máxima no eixo árvore é de 6.000 rpm. As demais características técnicas são exibidas no Apêndice B2.

4.3 SISTEMA DE MEDIÇÃO DAS COMPONENTES DA FORÇA DE USINAGEM

Na medição das três componentes da força de usinagem, quais sejam: força de corte (F_c), força de avanço (F_f) e força passiva (F_p), foi usada uma plataforma piezelétrica (dinamômetro), amplificadores de carga e sistema de aquisição automática de dados. Em seguida, esses dados foram processados em um microprocessador e apresentados na forma de gráficos, vide *Capítulo 5 - Resultados e Discussões*. Na Figura 4.7, é mostrado um esquema da disposição dos componentes do sistema de medição de força utilizados para a realização dos experimentos.

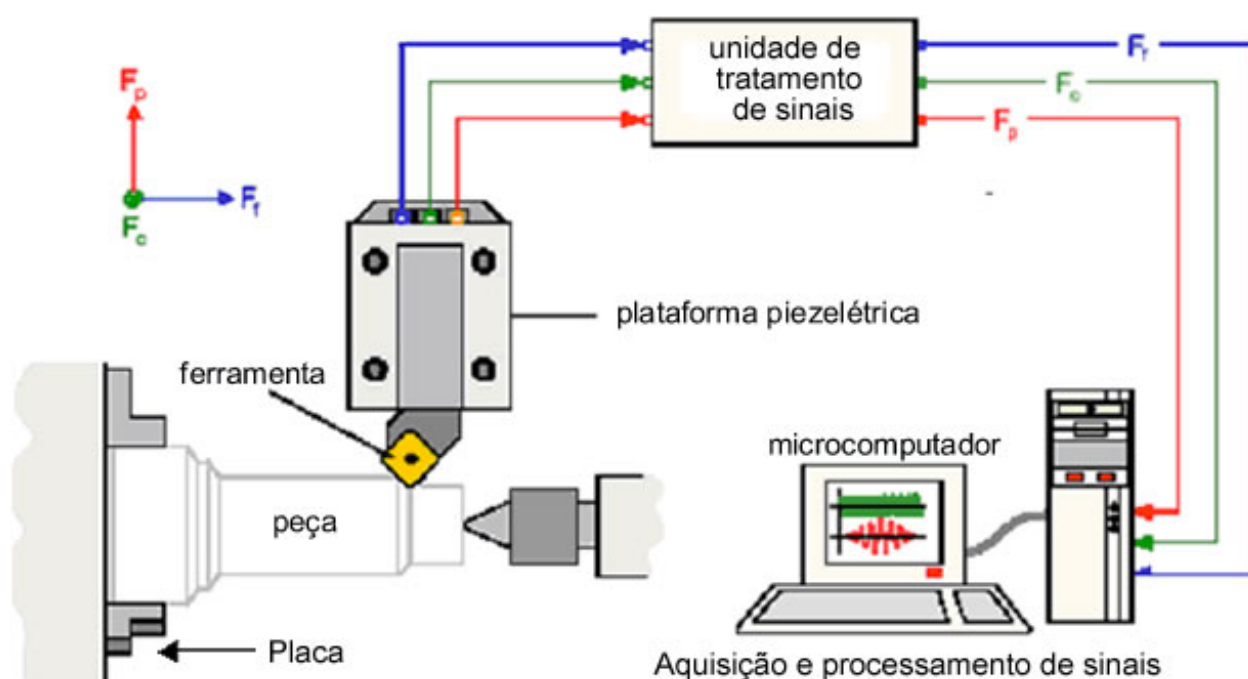


Figura 4.7 – Esquema do sistema de medição das componentes da força de usinagem no torneamento (Adaptado de MANGONI, 2004).

Os sinais de força gerados pelo transdutor piezelétrico são amplificados e filtrados na unidade de tratamento de sinais. No analisador Hewlett Packard HP (*Data Aquisition*), o sinal amplificado é transformado em gráfico, mostrando em tempo real o comportamento das componentes de força de usinagem (F_c , F_f e F_p) durante o processo de torneamento.

Para a geração dos sinais das componentes de força (F_c , F_f e F_p) durante a usinagem, uma plataforma piezelétrica Kistler®, modelo 9257, foi usada. As demais características técnicas da plataforma se encontram no Apêndice B8.

Num sistema de medição das componentes da força de usinagem configurado de acordo com a Figura 4.7, além da plataforma piezelétrica (dinamômetro), são necessários amplificadores de carga para converter em voltagem o sinal de carga da plataforma piezelétrica (dinamômetro).

Para a amplificação das três componentes de força de usinagem (F_c , F_f e F_p) gerados pela plataforma piezelétrica (dinamômetro), foram utilizados três amplificadores de carga, modelo 5011, do fabricante Kistler. Detalhes técnicos dos amplificadores de carga são apresentados no Apêndice B10.

A função do amplificador de carga é converter cargas elétricas (em coulomb) geradas pela plataforma piezelétrica em sinais de tensão elétrica (em volts) proporcionais à carga, filtrar esses sinais (filtro passa-altas FPA: eliminar ruídos de baixa frequência gerados na rotação da peça e/ou do motor) e amplificá-los. Em seguida, tais dados são devidamente tratados e analisados no microcomputador (SOUZA, 2004).

Para a conversão dos sinais analógicos em digital, foi empregado o analisador de sinais *Data Acquisition*, modelo 3497 A.

4.3.1 Aquisição e tratamento dos dados

Para a aquisição dos pontos, adotou-se uma constante de tempo de $\Delta t = 4$ ms para o cálculo dos valores de tensão elétrica VRMS via MATLAB. Assim, para o intervalo de tempo Δt , o sistema calcula a média quadrática de $n = 200$ pontos no intervalo estipulado, gerando um ponto a cada 4 ms. O fator de escala (S) dos amplificadores de carga foi ajustado para $S = 200$ N/V, isso significa que 1 V de sinal equivale a 200 N. Após a configuração do sistema, as curvas das forças em função do tempo puderam ser geradas.

O início e o final dos sinais de medição de força plotados no gráfico (Força x Tempo) não coincidem com o início e o fim do processo de usinagem. Por essa razão, os sinais de força obtidos precisaram ser tratados para determinar os valores médios das forças.

Os programas usados para a aquisição e análise dos dados foram AQUISI e SADA, respectivamente.

4.4 CARACTERIZAÇÃO DA TRIBOLAYER

A caracterização da *tribolayer*, formada sobre a ferramenta de corte à base de β - Si_3N_4 durante o torneamento do ferro fundido cinzento FC 250, foi realizada nos microscópios eletrônicos de transmissão Jeol JEM 2100 HTP e Jeol JEM 2100F ARP, ambos operando a 200 kV. As amostras para análise no TEM foram preparadas pela técnica de feixe de íons focalizados, descrito a seguir. Padrões de difração de área selecionada (SAED) e com *nanobeam* (NBD), imagens de TEM de alta resolução (HRTEM), análise química por espectroscopia de energia dispersiva (EDS) e mapeamento de raios-X foram realizados no microscópio eletrônico de transmissão Jeol JEM 2100 HTP com uma resolução pontual de 0,24 nm. Os espectros de EELS e os mapas de EFTEM foram obtidos no microscópio eletrônico de transmissão Jeol JEM 2100F URP equipado com o sistema *Gatan Imaging Filter (GIF) Tridiem*[®]. Os mapas de EFTEM foram

adquiridos usando o método das três janelas. O modo STEM combinado com o detector anular de campo escuro de alto ângulo (HAADF) foi utilizado para obter micrografias de contraste-Z da microestrutura.

4.4.1 Preparação da amostra para o TEM

O método convencional de preparação de amostra para o microscópio eletrônico de transmissão não se mostrou adequado na preparação de seções transversais de regiões com composição específica na superfície da pastilha à base de β - Si_3N_4 empregada na usinagem do ferro fundido cinzento FC 250. Com a técnica de feixe de íons focalizados, esse problema foi superado. A completa preparação da amostra de TEM (seleção da região na superfície da pastilha, corte, remoção e redução da espessura) foi feita no equipamento FIB/SEM - FEI D134 *DualBeam*, Apêndice B5. As amostras foram obtidas em regiões com alta concentração de enxofre e manganês, Fig. 4.9(a). Para a localização dessas áreas na superfície da ferramenta, após terem sido empregadas nos experimentos de usinagem, mapas da distribuição dos elementos químicos foram gerados, Fig. 4.8. Tais mapas foram usados para definir as regiões de remoção das amostras.

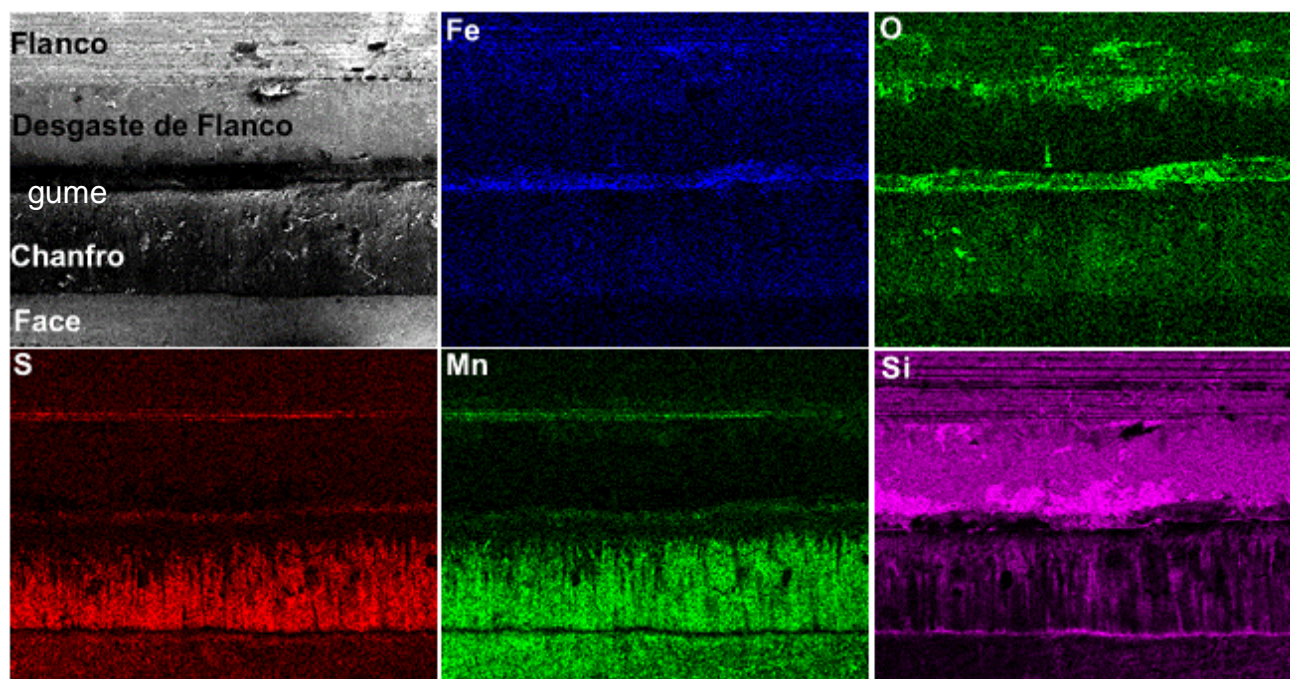


Figura 4.8 – Mapeamento dos elementos químicos por EDS nas superfícies da pastilha à base de β - Si_3N_4 empregada na usinagem do ferro fundido cinzento FC 250 a $300 \text{ m} \cdot \text{min}^{-1}$.

Os elementos estão representados pelos pontos claros/coloridos.

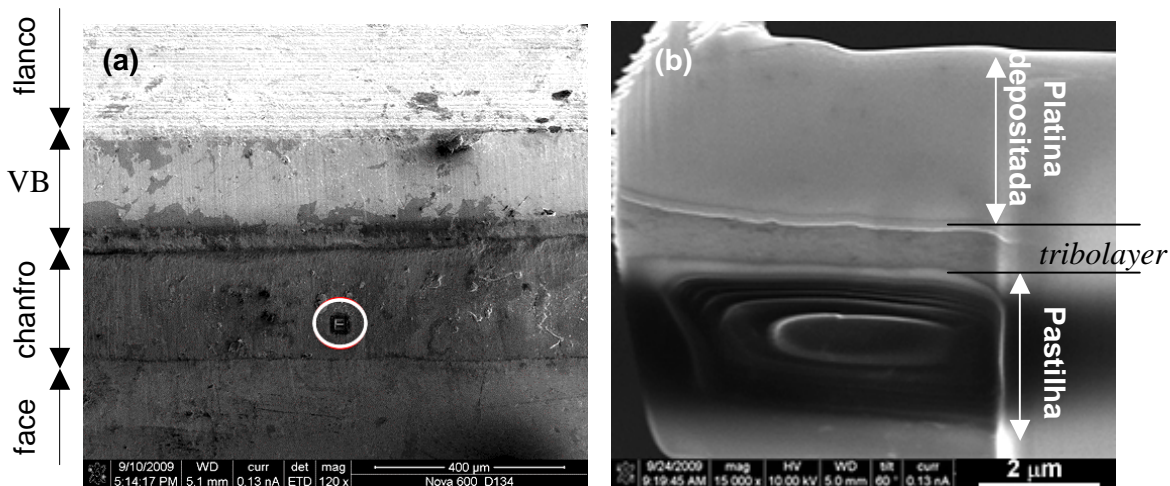


Figura 4.9 – (a) O círculo indica a região selecionada no chanfro da pastilha para a remoção da amostra de seção transversal para análise no TEM. Região selecionada devido à alta concentração de S e Mn. (b) Amostra de TEM, obtida na região indicada em (a), formada pela *tribolayer* aderida ao chanfro da pastilha à base de β - Si_3N_4 empregada na usinagem a $300 \text{ m} \cdot \text{min}^{-1}$.

A preparação da amostra de TEM pela técnica de feixe de íons focalizados é descrita a seguir. O nitreto de silício é um material não condutor. Para prevenir o carregamento de elétrons durante a preparação no FIB/SEM, uma camada de ouro foi depositada sobre as superfícies da pastilha. O impacto dos íons de gálio, usados na remoção de material para a formação das cavidades, Fig. 4.10(a), pode danificar a superfície da amostra. A fim de proteger a *tribolayer* aderida na superfície da pastilha à base de β - Si_3N_4 durante a usinagem do ferro fundido cinzento FC 250, 100 nm de platina foram depositados com feixe de elétrons, Fig. 4.10(a), sobre a região selecionada. Em seguida, 2 μm de platina (2 μm x 15 μm) foi depositado pelo feixe de íons. A camada de platina protege a região rica em enxofre e manganês dos possíveis danos causados pelo feixe de íons, em particular, durante o estágio final de preparação.

Adjacente à camada de platina, duas cavidades retangulares foram produzidas em ambos os lados da área de interesse, conforme mostrado na Figura 4.10(b), usando feixe de íons de gálio de 30 keV, deixando a amostra com aproximadamente 2 μm de espessura, 10 μm de largura e 4 μm de profundidade. As duas cavidades são suficientemente profundas e largas de forma a permitir a remoção da amostra do interior da pastilha pelo manipulador (OmniprobeTM), Fig. 4.10(d) e (e), e transferi-la para a grade de cobre, Fig. 4.10(g) e (h). Na etapa final de preparação, a amostra foi afinada e polida pelo feixe de íons até uma espessura adequada à passagem do feixe de elétrons durante análise no microscópio eletrônico de transmissão. A fim de reduzir a amorfização e implantação de íons de gálio na amostra, uma corrente de 20-50 pA e uma voltagem de 5 kV foram usadas. Após a completa preparação, a amostra de TEM, Fig. 4.9(b), foi removida da câmara do FIB/SEM e examinada nos microscópios eletrônicos de transmissão Jeol JEM 2100F URP e Jeol JEM 2100 HTP, ambos operando com uma voltagem de 200 kV.



Figura 4.10 – Etapas do processo de preparação da amostra de TEM por FIB.

O mapeamento dos elementos químicos, simultaneamente, na face e no flanco da pastilha à base de β - Si_3N_4 empregada na usinagem do ferro fundido cinzento FC 250 a 300 m.min^{-1} , é mostrado na Figura 4.8.

Na região com alta concentração dos elementos enxofre e manganês, na face da pastilha, foi obtida e preparada por FIB uma amostra de seção transversal para ser examinada no TEM, Fig. 4.9(b) e 11(a). A distribuição dos elementos químicos na amostra de TEM, Fig. 4.12, confirma a presença de uma camada com alta concentração de enxofre e manganês.

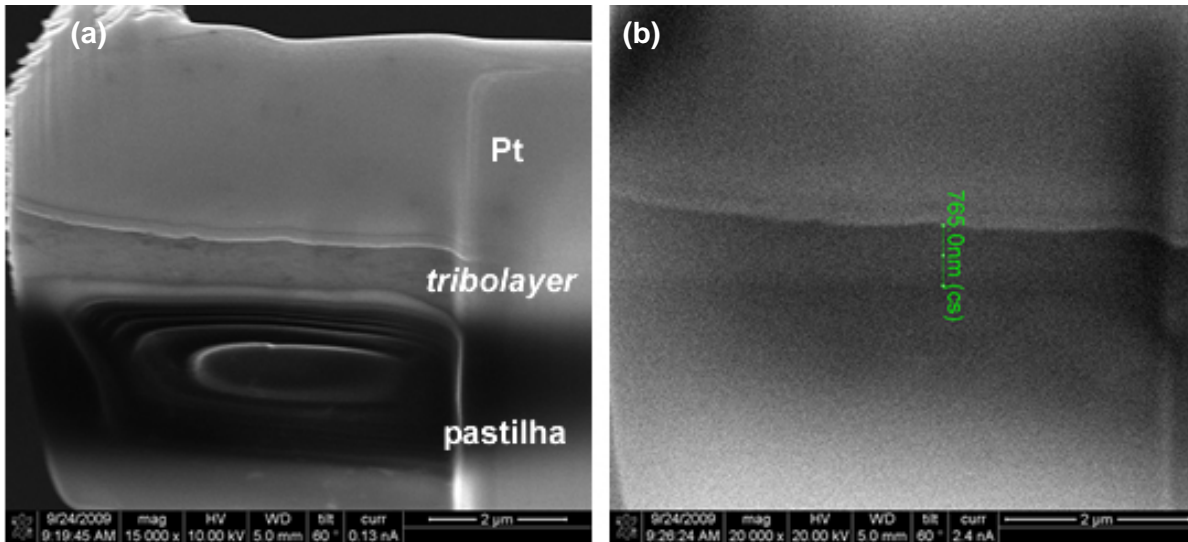


Figure 4.11 – (a) Imagem da amostra de TEM, no FIB/SEM, obtida no chanfro da pastilha à base de β - Si_3N_4 (empregada na usinagem do ferro fundido cinzento FC 250 a 300 m.min^{-1}) com alta concentração dos elementos enxofre e manganês. (b) imagem ampliada da imagem em (a).

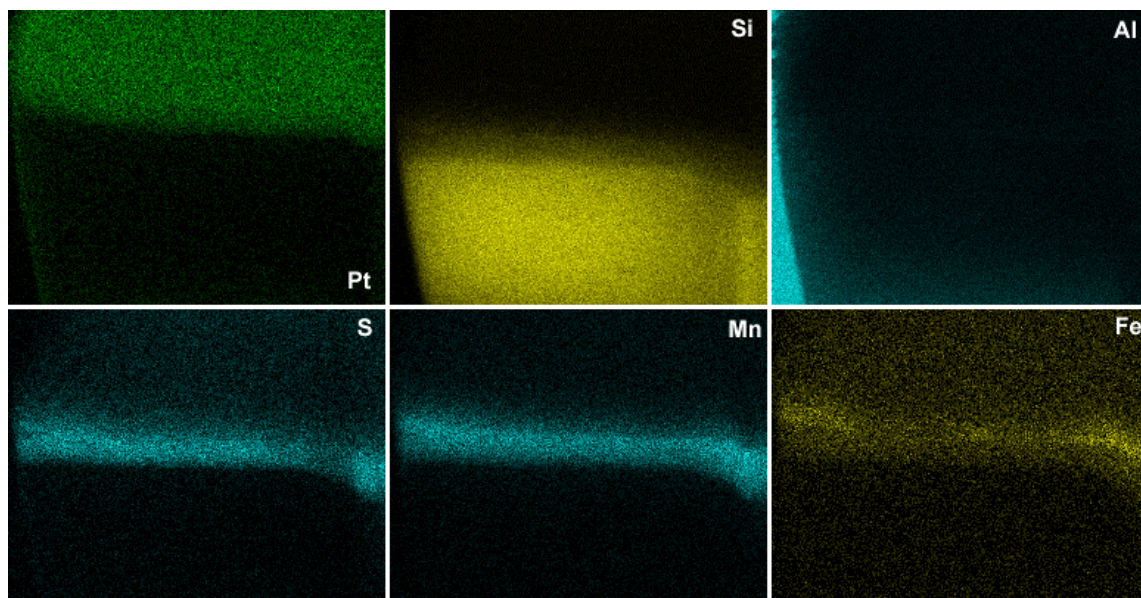


Figura 4.12 – Distribuição dos elementos químicos na amostra de TEM mostrada na Figura 4.11(b). Os elementos estão representados pelos pontos claros/coloridos.

O mapeamento dos elementos químicos, simultaneamente, na face, no flanco e no chanfro da pastilha à base de $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$ empregada na usinagem do ferro fundido cinzento FC 250 a $700\text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$, é mostrado na Figura 4.13.

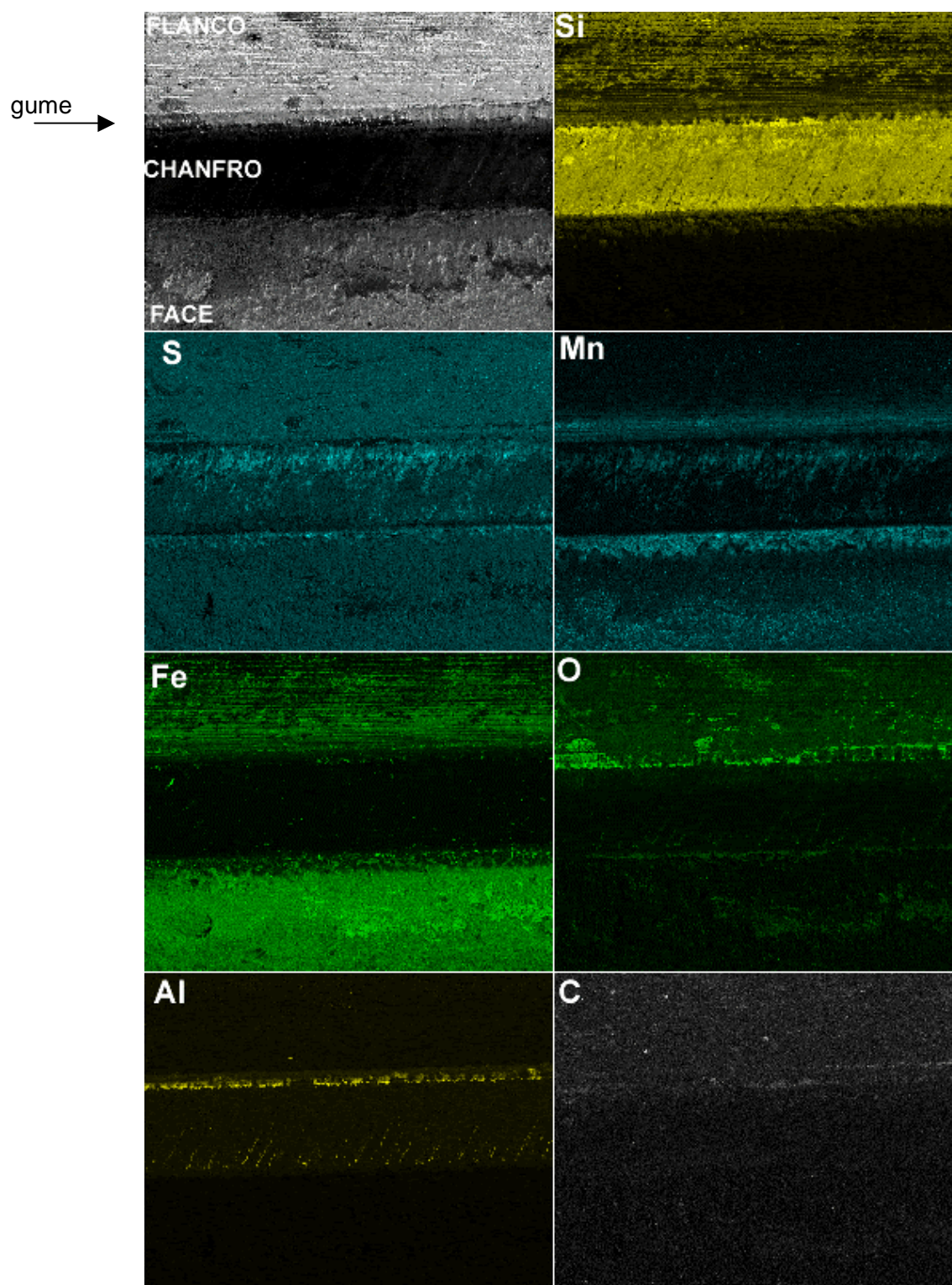


Figura 4.13 – Distribuição dos elementos químicos nas superfícies da pastilha à base de $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$ empregada na usinagem do ferro fundido cinzento FC 250 a $700\text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$.

Os elementos estão representados pelos pontos claros/coloridos.

Na região com alta concentração dos elementos enxofre e manganês, no gume, Fig. 4.13 e 4.14, foi obtida e preparada por FIB uma amostra de seção transversal para ser examinada no TEM, Fig. 4.15(a). A distribuição dos elementos químicos na amostra de TEM, Fig. 4.16, confirma a presença de uma camada com alta concentração dos elementos enxofre e manganês. A distribuição do elemento alumínio tem origem no sinal proveniente da interação do feixe de elétrons com a parede interna da câmara do FIB/SEM, consequência da espessura nanométrica da amostra. Na Figura 4.14, são indicadas, por meio de círculos em pontilhado, duas cavidades no gume formadas como resultado da remoção de outras amostras.

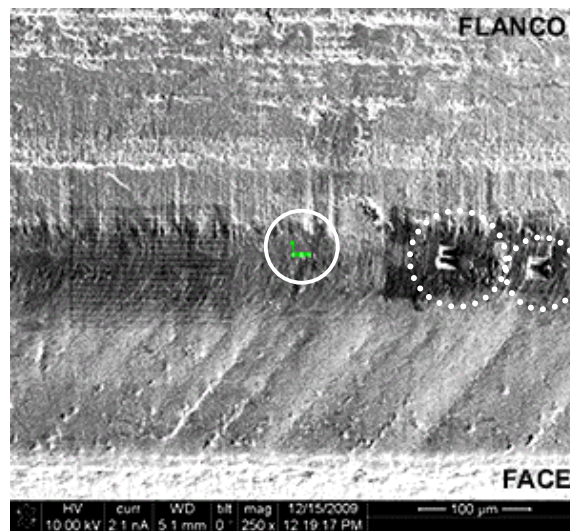


Figura 4.14 – O círculo indica a região selecionada no gume da pastilha empregada na usinagem do ferro fundido cinzento FC 250 a 700 m.min^{-1} para a remoção da amostra de seção transversal para análise no TEM. Região selecionada devido à alta concentração de S e Mn.

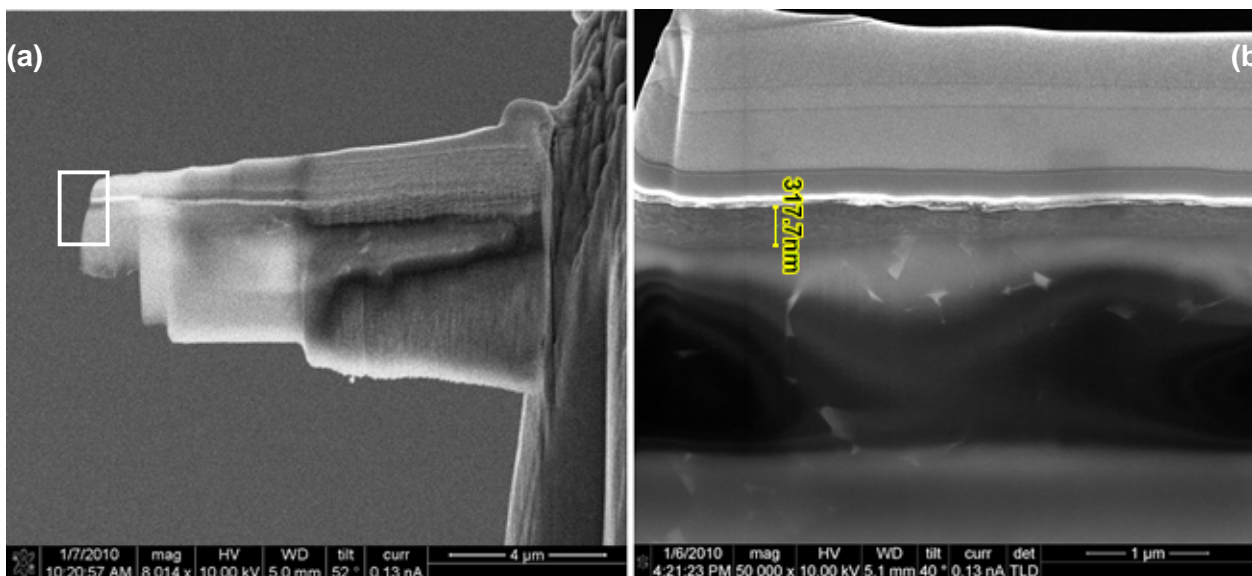


Figure 4.15 – (a) Imagem da amostra de TEM, no FIB/SEM, obtida na região da superfície da pastilha à base de $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$ (empregada na usinagem do ferro fundido cinzento FC 250 a 700 m.min^{-1}) com alta concentração dos elementos enxofre e manganês.

(b) imagem ampliada da imagem em (a).

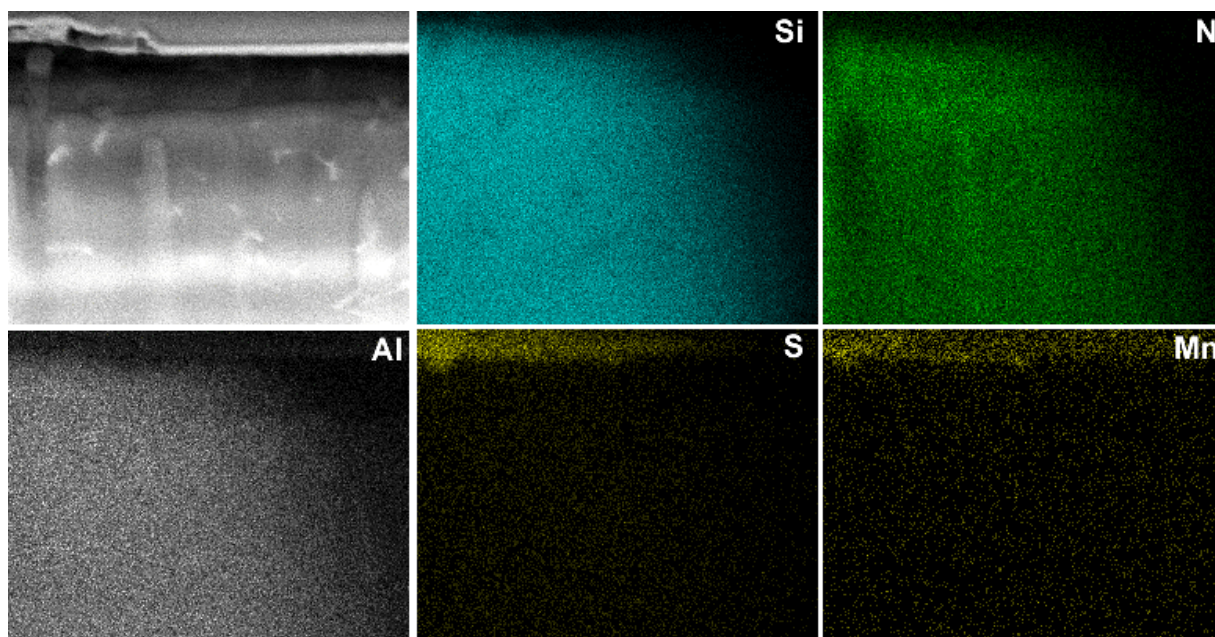


Figura 4.16 – Distribuição dos elementos químicos na amostra de TEM apresentada na Figura 4.15(b). Os elementos estão representados pelos pontos claros/coloridos.

No mapeamento dos elementos químicos mostrados na Figura 4.13, observa-se uma alta concentração de alumínio no gume. Haja vista o reportado na literatura por Liu et al. (2002), ver item 2.1, uma amostra de seção transversal para análise no TEM foi obtida nessa região, Fig. 4.17. O mapeamento dos elementos na amostra de TEM por EDS, no FIB/SEM, confirma a presença de uma camada com alta concentração de alumínio e oxigênio no gume da ferramenta, Fig. 4.19.

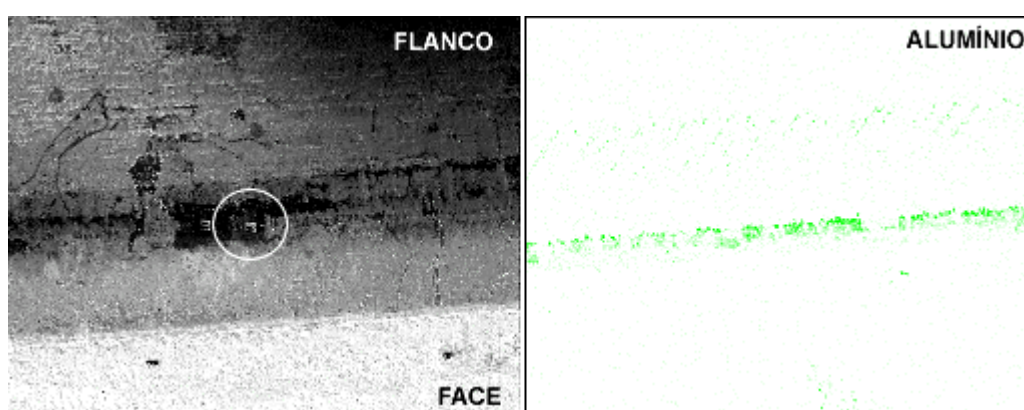


Figura 4.17 – O círculo indica a região selecionada no gume da pastilha empregada na usinagem do ferro fundido cinzento FC 250 a $700 \text{ m} \cdot \text{min}^{-1}$ para a remoção da amostra de seção transversal para análise no TEM. Região selecionada devido à alta concentração de alumínio.

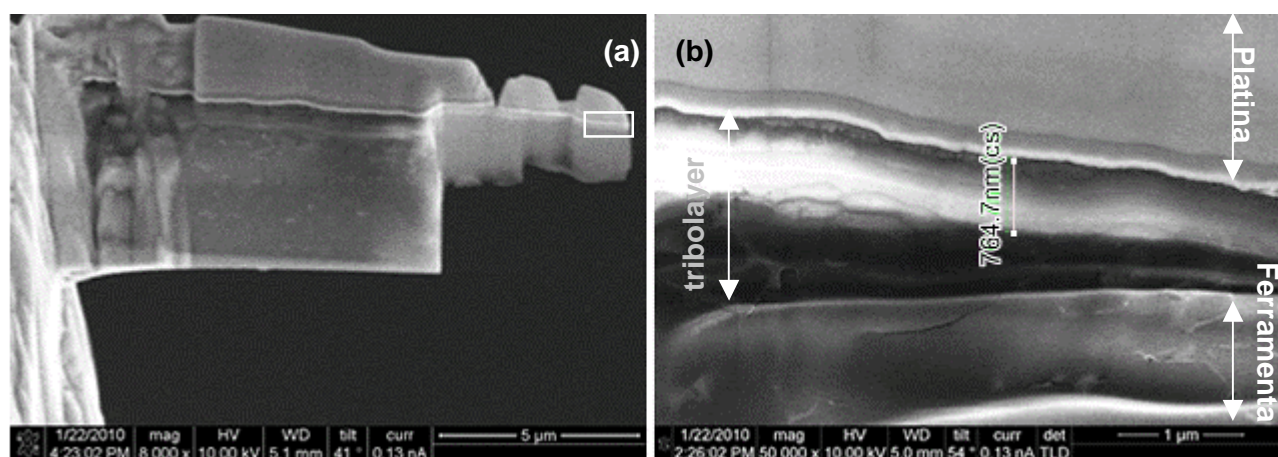


Figura 4.18 – (a) Imagem da amostra de TEM, no FIB, obtida no gume da pastilha à base de β - Si_3N_4 (empregada na usinagem do ferro fundido cinzento FC 250 a $700 \text{ m} \cdot \text{min}^{-1}$) com alta concentração do elemento alumínio. (b) imagem ampliada da área selecionada em (a).

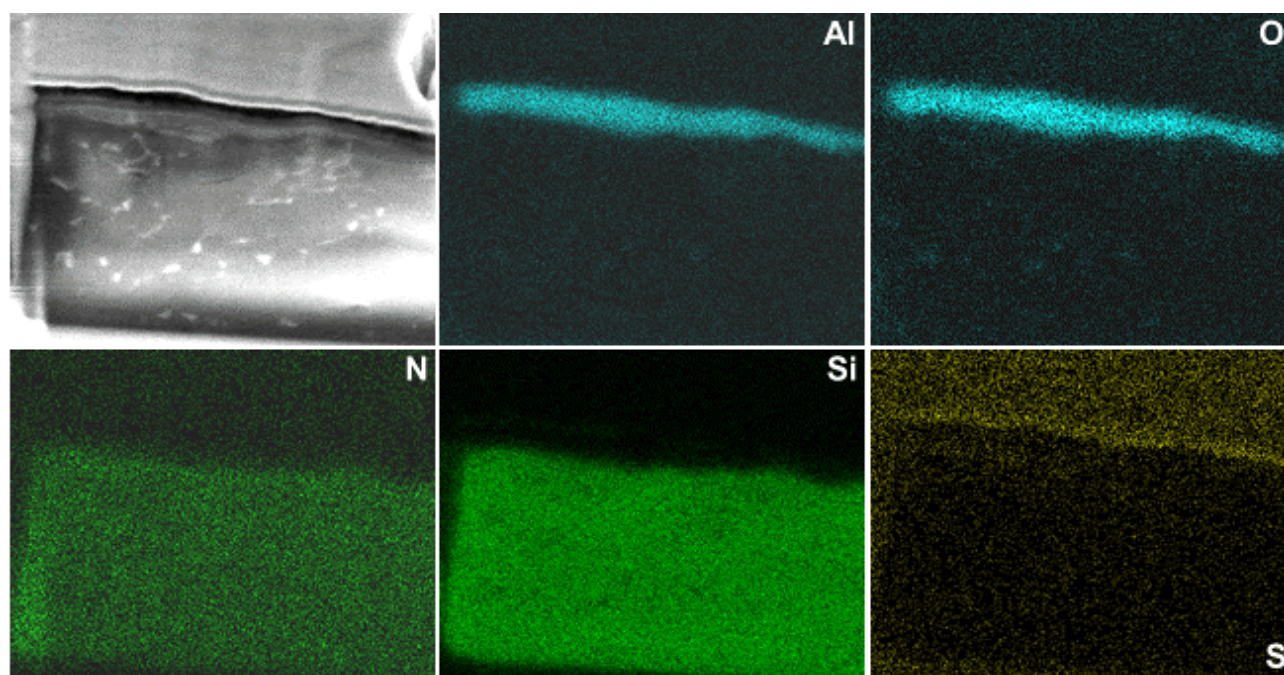


Figura 4.19 – Distribuição dos elementos químicos na amostra de TEM exibida na Figura 4.18(a). Os elementos estão representados pelos pontos claros/coloridos.

Apresentada a metodologia, os materiais e equipamentos empregados no desenvolvimento e análise do tema proposto, o próximo capítulo mostrará os resultados obtidos relacionado-os com a fundamentação teórica discutida nos Capítulos 2 e 3.

CAPÍTULO 5

APRESENTAÇÃO DOS RESULTADOS DA PESQUISA

Os resultados experimentais apresentados a seguir estão organizados em quatro partes. A primeira e a segunda parte são destinadas à caracterização do material da peça e da ferramenta, respectivamente. Na terceira parte, são apontados os resultados referentes aos experimentos de usinagem. A caracterização da camada de material formada sobre a ferramenta, aqui referida como *tribolayer*, está na quarta parte deste capítulo.

5.1 Caracterização do material da peça

A microestrutura do material da peça é formada por grafita tipo A, predominantemente, grafita tipo C e E (interdendrítica), Fig. 5.1, que estão randomicamente distribuídas e orientadas na matriz perlítica, Fig. 5.2. A quantidade de células eutéticas por centímetro quadrado é de 134 ± 50 , Fig. 5.3. O limite de resistência à tração e a dureza são de 275 MPa e 239 HB, respectivamente.

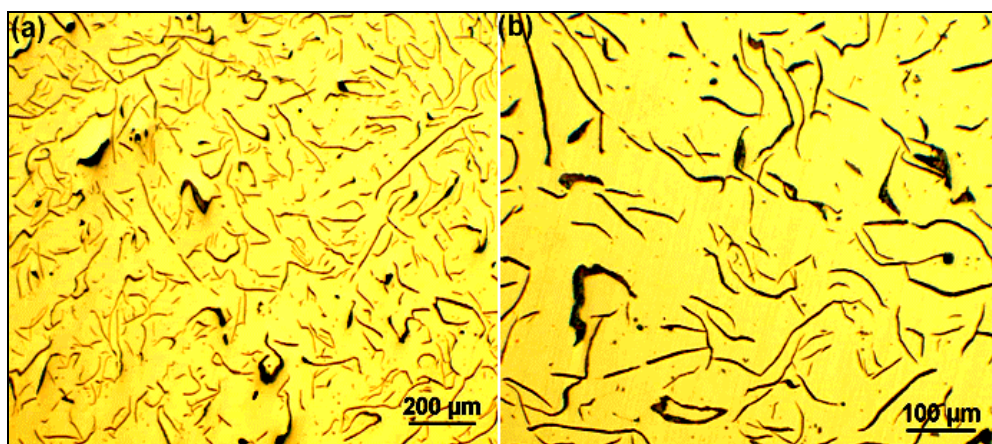


Figure 5.1 – Aspecto da grafita no ferro fundido cinzento FC 250.

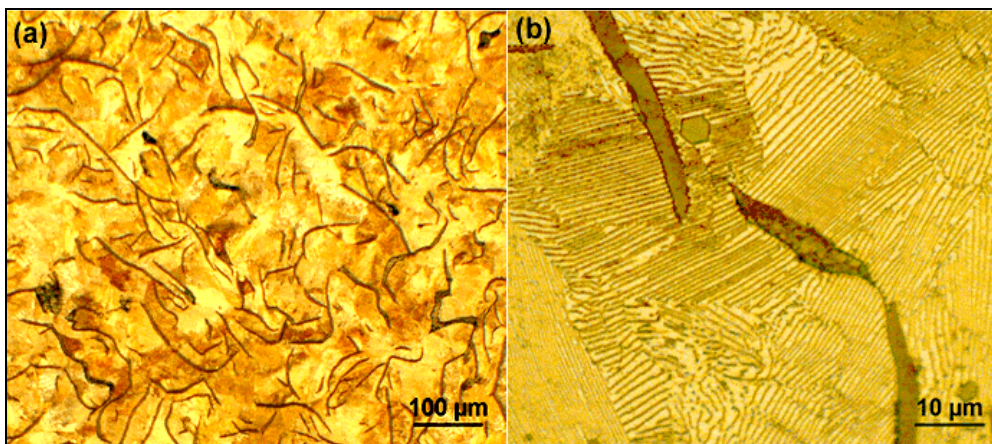


Figure 5.2 – Microestrutura do ferro fundido cinzento FC 250 formada por lamelas de grafita numa matriz perlítica, reagente nital.

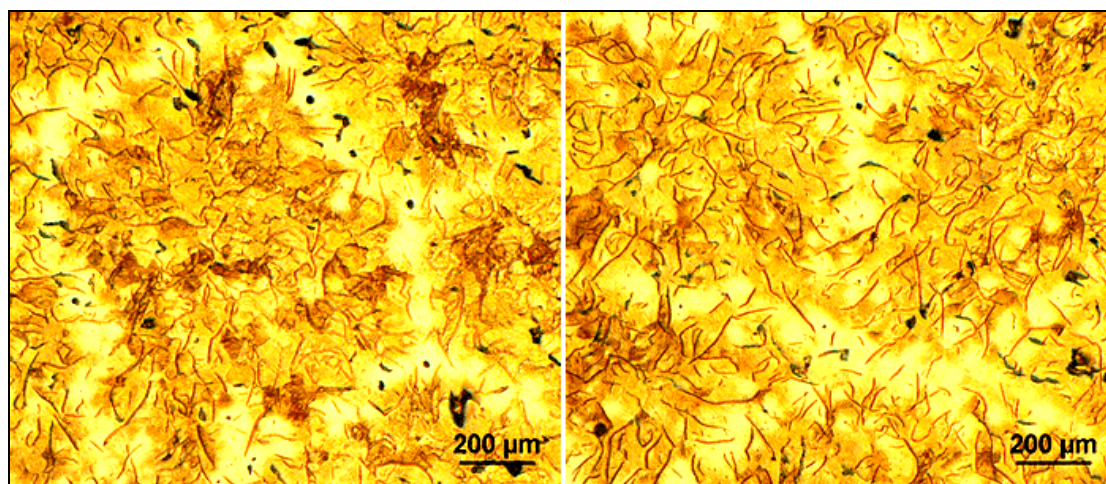


Figura 5.3 – Micrografias das células eutéticas, reagente Stead.

A quantidade e o comprimento dos veios de grafita afetam a forma e o nível de interação do material da peça com a superfície da ferramenta de corte, durante a usinagem, que, por sua vez, afetam o mecanismo de formação da *tribolayer* e dos desgastes da ferramenta. Assim, a quantificação desses elementos é importante. O ferro fundido cinzento FC 250 usado nesta pesquisa tem 333 ± 86 grafitas/mm² e a distribuição do tamanho, isto é, do comprimento destes veios de grafita, ocorre conforme ilustrado na Figura 5.4.

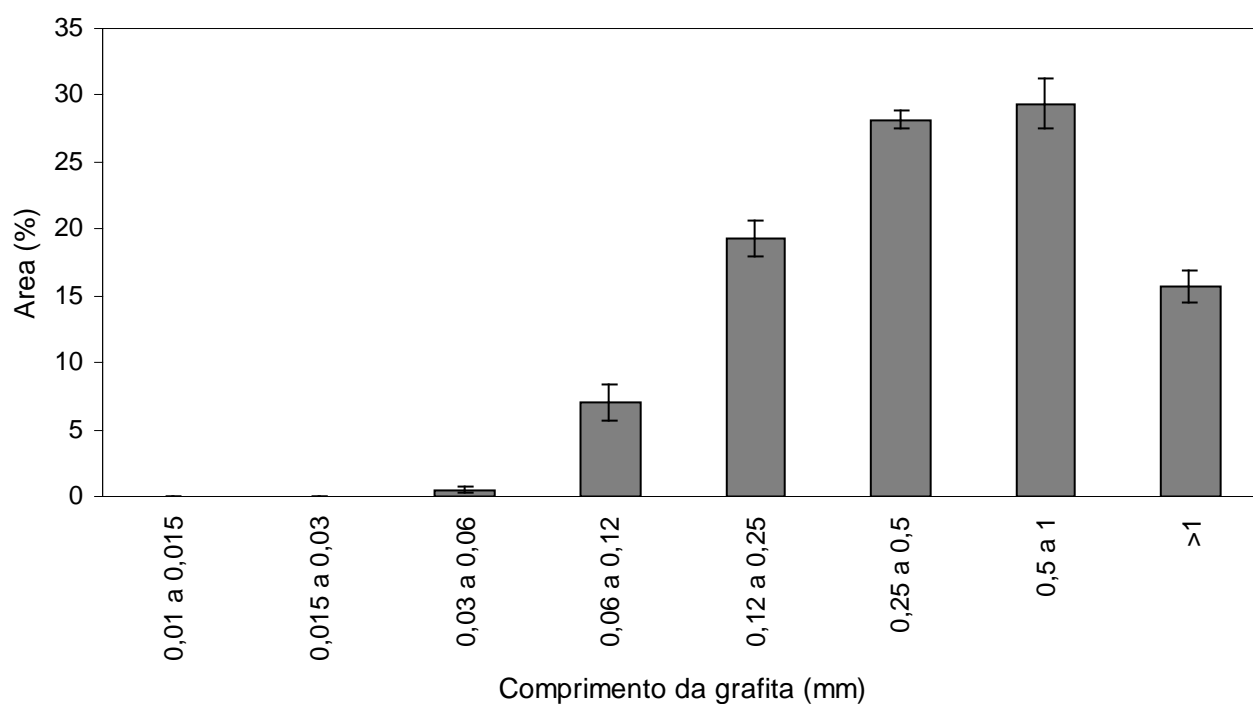


Figura 5.4 – Histograma da distribuição do comprimento dos veios de grafita segundo a norma VDG P441.

A grafita, presente no ferro fundido cinzento como lamela, Fig. 5.5, afeta as características de atrito entre o material da peça e da superfície da ferramenta de corte. É esperado que a grafita atue como lubrificante e iniba a adesão entre o cavaco e a ferramenta e/ou a ferramenta e o material da peça. Porém, não há consenso entre os pesquisadores que a grafita atue nesse sentido (TRENT, 1991). A formação do gume postiço na usinagem do ferro fundido cinzento, mesmo em elevada velocidade de corte, é um dos argumentos que enfraquece a teoria do papel lubrificante da grafita.

A fim de analisar a presença da grafita na *tribolayer* formada sobre a ferramenta de corte durante a usinagem do ferro fundido cinzento, e verificar evidências do papel lubrificante da grafita na interface cavaco-ferramenta, é necessário caracterizar a microestrutura da grafita para compará-la com a microestrutura e a composição da *tribolayer*. Desse modo, imagens de alta resolução da grafita e o seu padrão de difração de elétrons foram produzidos e são mostrados na Figura 5.6. Para o veio de grafita, Fig. 5.6(a), o padrão de difração de elétrons, Fig. 5.6(b), corresponde à direção [100], conforme salientado na Figura 5.6(c)

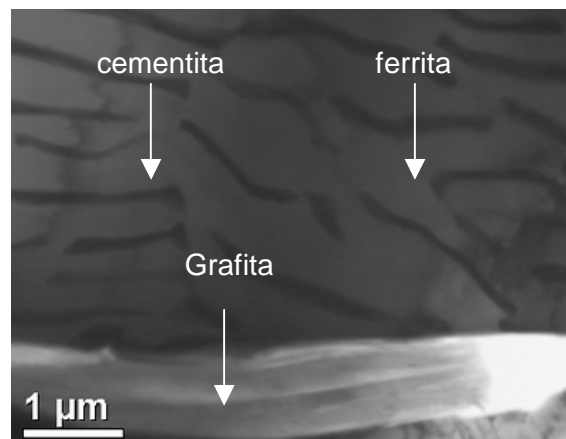


Figure 5.5 – Imagem de campo claro da lamela de grafita numa matriz perlítica (cementita e ferrita). A grafita, a ferrita e a cementita estão indicadas por flechas.

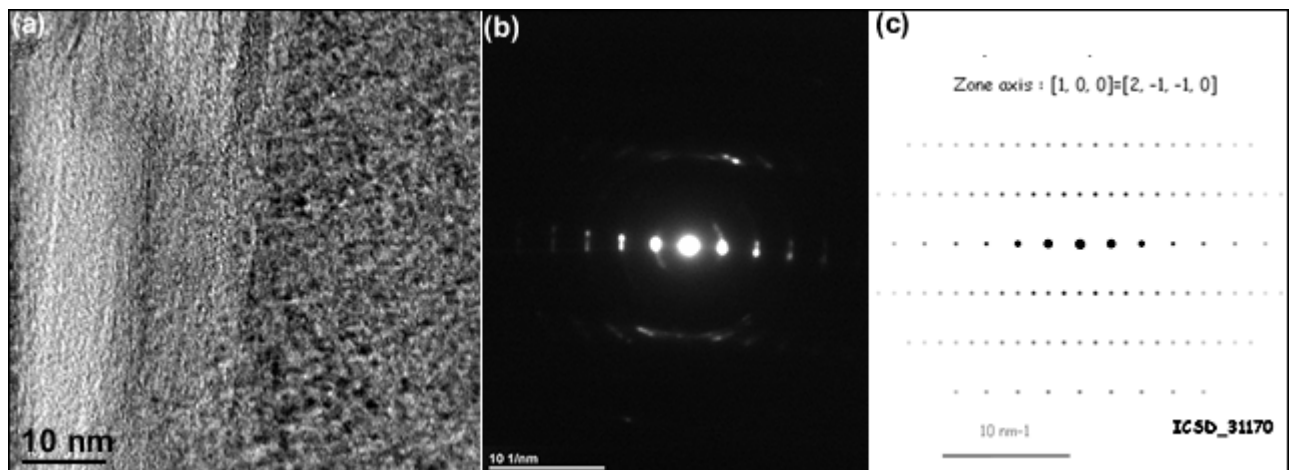


Figure 5.6 – (a) Imagem de alta resolução da grafita. (b) Padrão de difração de elétrons da grafita orientada segundo o eixo de zona [100]. (c) Padrão de difração de elétrons ICSD 31170.

O sulfeto de manganês é uma inclusão benéfica à usinagem. Dependendo das condições, a inclusão forma uma camada protetora sobre a superfície da ferramenta, denominada *built-up layer* (BUL), que contribui para a redução do desgaste da ferramenta, diminuindo a força de corte e os custos de usinagem. Diferentemente do aço, onde as inclusões de sulfeto de manganês são intencionalmente adicionadas para melhorar a usinabilidade, no ferro fundido cinzento essas inclusões estão presentes como resultado do processo de fabricação em fornos cubilô. Para evitar a combinação do enxofre (presente no coque e na sucata) com o ferro, que resulta num sulfeto com baixo ponto de fusão, manganês é adicionado.

As inclusões de sulfeto de manganês, no ferro fundido cinzento, foram observadas no microscópio óptico e no microscópio eletrônico de transmissão.

A morfologia da inclusão de MnS, segundo Sims (1959), é classificada como tipo I ou globular, tipo II ou interdendrítica, e tipo III ou angular. Inclusões tipos I e III são mostradas na Figura 5.7 como presentes no material empregado nesta pesquisa.

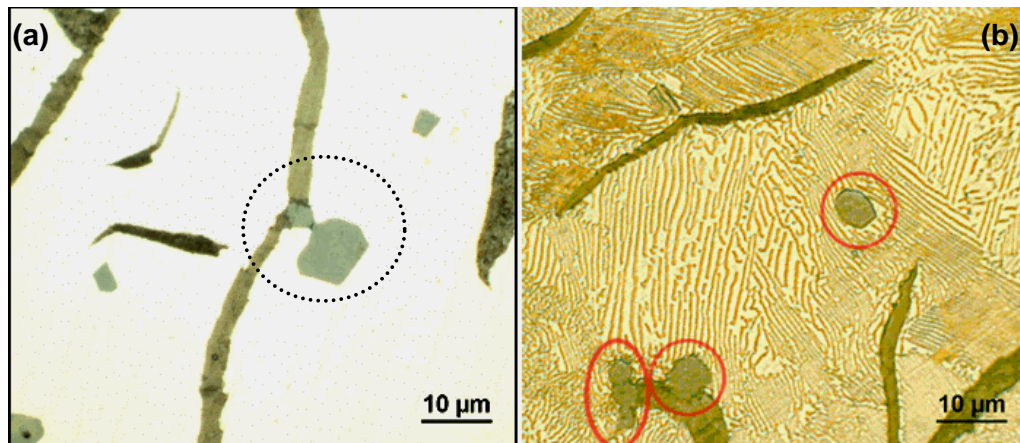


Figure 5.7 – Inclusão de MnS tipos I e III na matriz do ferro fundido cinzento FC 250, (a) amostra metalográfica não atacada, (b) amostra metalográfica atacada com nital.

Os círculos indicam as inclusões de MnS.

A formação de uma camada de inclusões de MnS (do material da peça) na superfície da ferramenta de corte, durante o processo de usinagem, é extensamente reportada na literatura (QI; MILLS, 2000; MILLS et al. 1997; NORDGREN; MELANDER, 1990; BITTES et al. 1995; HARJU et al. 1999; LARSSON; RUPPI et al. 2001; GASTEL et al. 2000; BRION et al. 1992; KATAYAMA, HASHIMURA, 1995). Visando comparar a microestrutura do material da peça com a microestrutura da camada formada na superfície da ferramenta, as inclusões de MnS foram caracterizadas por difração de elétrons, Fig. 5.8.

O material da peça é formado por várias inclusões, tais como: TiC, Ti(C,N), MnS e outras, as quais não podem ser prontamente identificadas pela cor, pois todas as inclusões aparecem como partículas escuras no microscópio eletrônico de transmissão. Assim, o EDS (espectrômetro de energia dispersiva) foi usado para identificar as inclusões de MnS.

Um exemplo de inclusão de MnS, no material da peça, é mostrado na Figura 5.8(a). Seu espectro de EDS, Fig. 5.9, revela que a inclusão é formada principalmente por enxofre e manganês. Devido ao tamanho da inclusão de MnS, o feixe de elétrons ilumina uma área maior que a área da inclusão. Portanto, o espectro, Fig. 5.9, contém dados da inclusão e da matriz perlítica ao seu redor. Isso explica a presença dos picos de ferro no espectro. Os picos de Cu e Zn no espectro de EDS podem ser atribuídos à contaminação, haja vista que a amostra do ferro fundido cinzento foi inserida num tubo de latão para aumentar a resistência do material durante a preparação da amostra de TEM pelo método convencional anteriormente descrito.

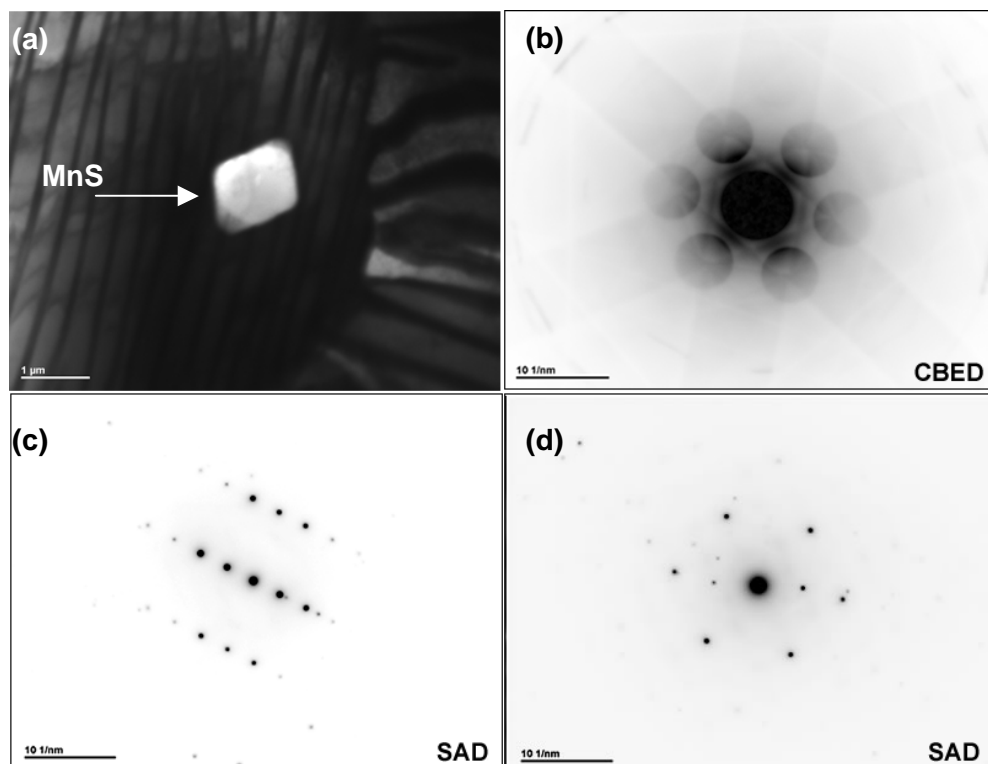


Figure 5.8 – (a) Inclusão de sulfeto de manganês inserida numa matriz perlítica observada no microscópio eletrônico de transmissão. (b) CBED da inclusão de MnS orientada segundo o eixo de zona [214]. (c) SAD da inclusão de MnS orientada segundo o eixo de zona [213]. (d) SAED da inclusão de MnS orientada segundo o eixo de zona [214].

Os padrões de difração de área selecionada (SAED) e de feixe convergente (CBED) da inclusão exibida na Figura 5.8(a) foram obtidos e são apresentados nas Figuras 5.8(b), (c) e (d). A indexação dos SADs e do CBED é consistente com o padrão de difração de elétrons do MnS. Dessa forma, o padrão de difração confirma que a inclusão na Figura 5.8(a) é sulfeto de manganês.

Para uma completa caracterização da inclusão de MnS, além das informações qualitativas é necessário obter as informações quantitativas. Os resultados das medidas quantitativas da área das inclusões de MnS e a quantidade média de inclusões por milímetro quadrado são mostrados na Tabela 5.1.

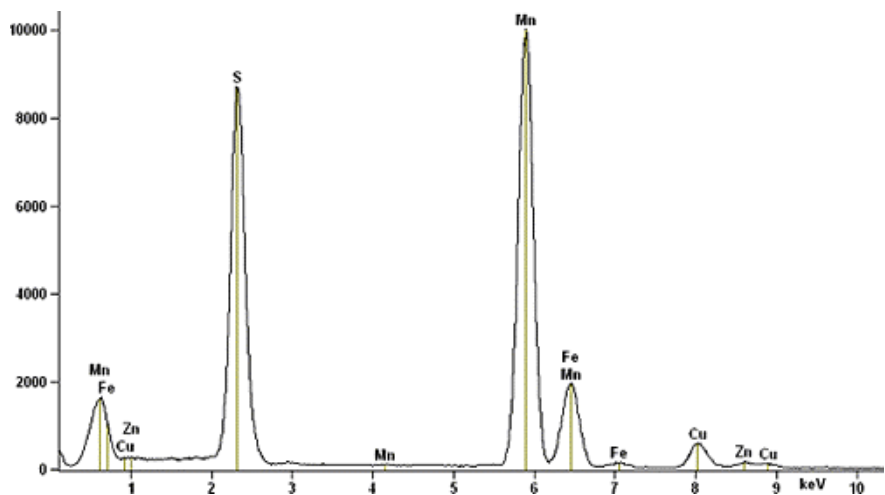


Figure 5.9 – Espectro de EDS da inclusão de MnS no ferro fundido cinzento FC 250.

Tabela 5.1 – Área média e quantidade média por milímetro quadrado de inclusões de MnS.

	Amostra		
	1°	2°	3°
	Área média das inclusões de MnS (µmm²)		
média	12.1	9.18	8.48
Desvio padrão	6.24	2.04	0.93
	Quantidade média de inclusões de MnS por milímetro quadrado		
média	13.5	18	11
Desvio padrão	5.07	6.06	2.16

Os resultados da área das inclusões estão sumarizados na Figura 5.10. Inclusões de MnS com área menor que 5 µmm² respondem por 9%. 18% das inclusões medidas nas amostras de ferro fundido cinzento têm uma área maior que 5 µmm² e menor que 10 µmm². Inclusões com área maior que 20 µmm² representam cerca de 30% da área de inclusões totais.

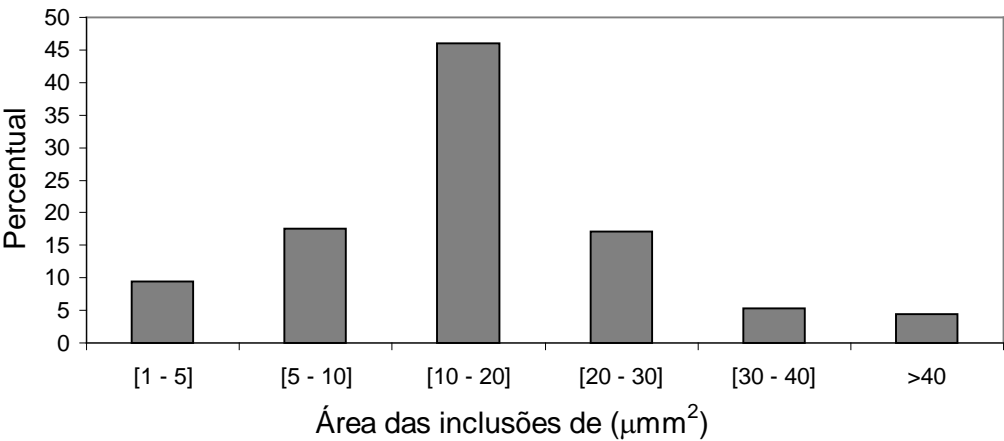


Figura 5.10 – Distribuição das áreas das inclusões de MnS.

5.2 Caracterização do material da ferramenta de corte

Micrografias da superfície da ferramenta de corte atacada com KOH-NaOH foram observadas num microscópio eletrônico de varredura de emissão de campo (FEG-SEM). A remoção do material de sinterização expõe os cristais como forma alongada, Figura 5.11. De acordo com Marianne e Magnus (1999) os cristais alongados são β - Si_3N_4 .

Esses cristais, conhecidos como *whisker*, são caracterizados por ter uma espessura menor que 0,1 mm e a razão entre o comprimento e a espessura menor que 100 (FREDERICK, 1983). Os *whiskers* são empregados para reforçar as cerâmicas utilizadas como ferramentas de corte (TOM et al. 1998). O uso dos *whiskers*, para melhorar a tenacidade à fratura das cerâmicas, tem sido largamente empregado, haja vista que o material resultante é mais resistente às tensões mecânicas e térmicas devido ao módulo de elasticidade e limite de resistência à tração dos *whiskers* (GARY; SAMUEL, 1985)

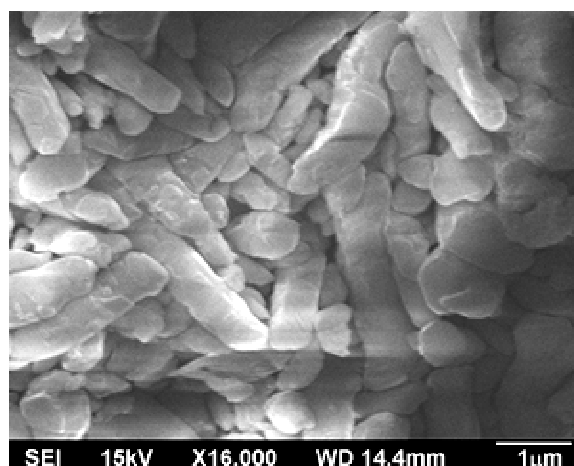


Figure 5.11 – Imagem de FEG-SEM da superfície da ferramenta atacada com KOH-NaOH.

O espectro de difração de raios-X (DRX) do material da ferramenta de corte pode ser visualizado na Figura 5.12. Na amostra, o β - Si_3N_4 foi observado como sendo a fase cristalina predominantemente. Em menor quantidade foi identificado o Al_2O_3 como a fase ligante dos *whiskers* de β - Si_3N_4 , Fig. 5.13. No espectro de DRX, não há reflexão do α - Si_3N_4 .

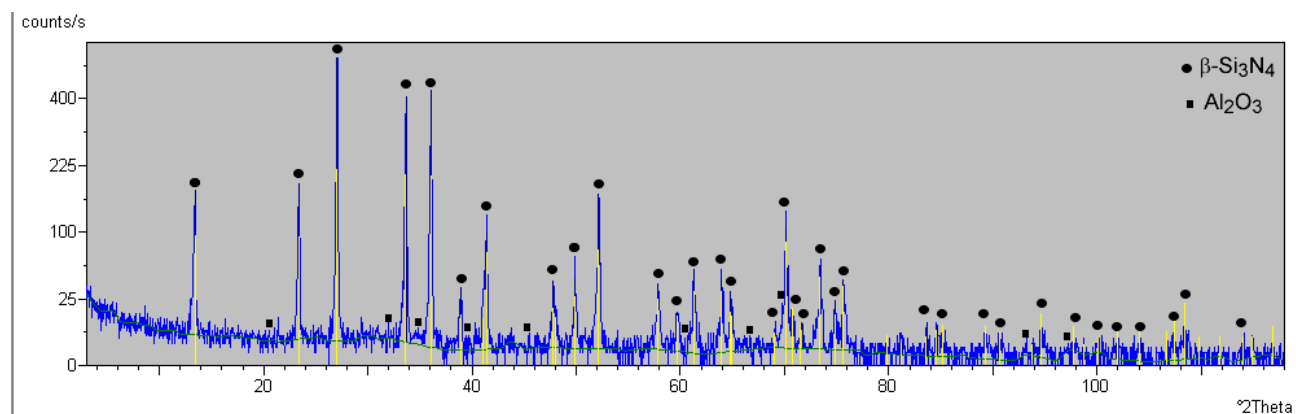


Figure 5.12 – Espectro de difração de raios-X (DRX) do material da ferramenta de corte

A Figura 5.13 ilustra uma imagem de campo claro, obtida com um microscópio eletrônico de transmissão no modo varredura, da microestrutura da ferramenta de corte. O padrão de difração de elétrons de área selecionada, Fig. 5.14(b), indica que os *whiskers* facetados são β - Si_3N_4 (fase clara) em uma fase nanométrica intergranular de Al_2O_3 (usada como um dos aditivos de sinterização durante a confecção da ferramenta). Na Figura 5.14(a), é mostrada uma imagem de alta resolução de um *whiskers* de β - Si_3N_4 . Assim, a ferramenta de corte usada nesta pesquisa é formada por nitreto de silício numa fase intergranular de óxido de alumínio. Tais resultados são consistentes com os dados de DRX, Fig. 5.12, e com os documentos da Sandvik (MARIANNE; MAGNUS, 1999).

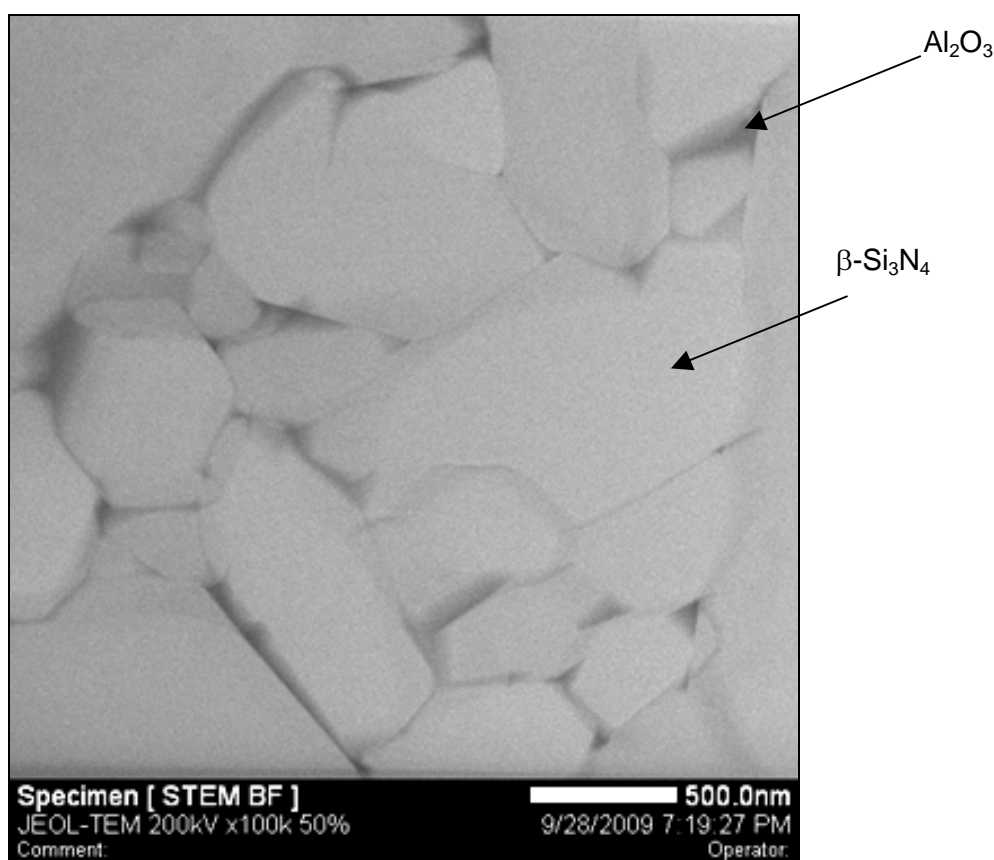


Figure 5.13 – Imagem de campo claro, obtida por microscopia eletrônica de transmissão por varredura - STEM, da microestrutura da ferramenta de corte mostrando os *whiskers* facetados de β - Si_3N_4 (fase clara) em uma fase nanométrica intergranular de Al_2O_3 (fase escura).

A sinterização do β - Si_3N_4 é dificultada pelas fortes ligações covalentes entre os átomos de silício e de nitrogênio (VUCKOVIC, 2005). Uma alternativa encontrada para a sinterização do referido material é o uso de aditivos de sinterização, os quais criam uma fase líquida à elevada temperatura. O Al_2O_3 é um típico aditivo de sinterização usado para esse fim (DAHL; HESSMAN, 2005). O material resultante tem uma microestrutura com duas fases, grãos de nitreto de silício embebidos em uma fase intergranular, que é normalmente vítrea. Durante a sinterização, os grãos

de nitreto de silício podem obter uma forma alongada que tem um efeito positivo sobre a tenacidade à fratura do material (MARIAN, 2001).

A Figura 5.14 destaca uma imagem de microscopia eletrônica de transmissão de alta resolução (HRTEM) revelando a estrutura periódica do beta nitreto de silício. As franjas de rede são visíveis na Figura 5.14(a) com uma distância interplanar de 0,77 nm e livres de defeitos nos planos. O correspondente padrão SAED, obtido na mesma amostra, confirma que essa fase é β - Si_3N_4 , orientada segundo o eixo de zona [001].

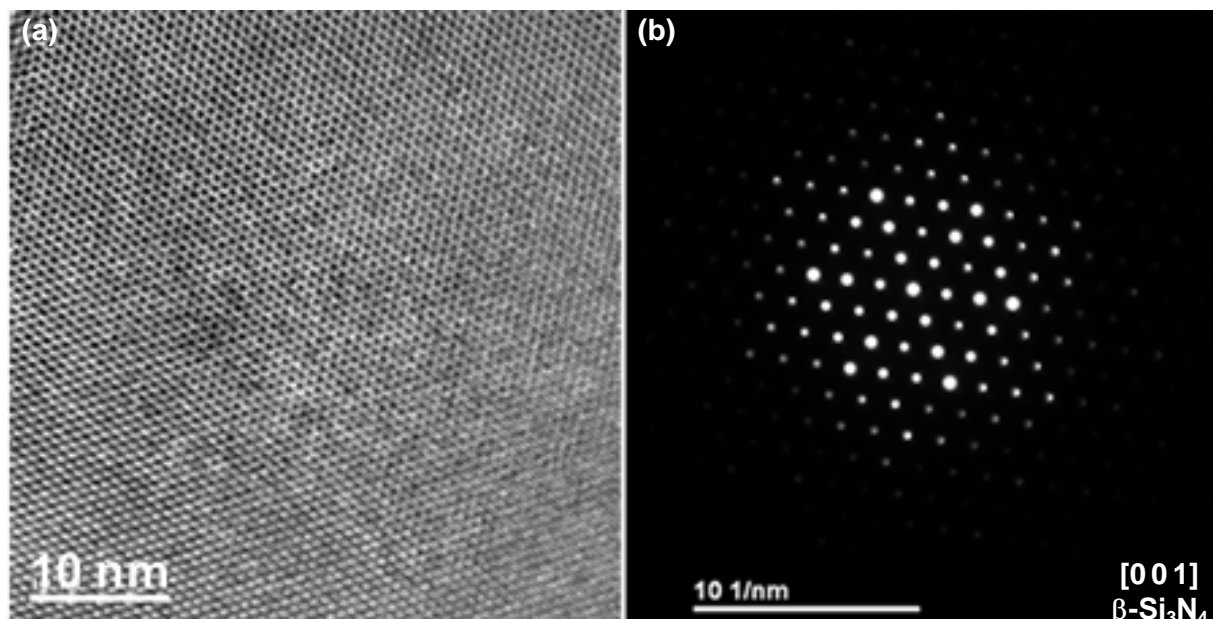


Figura 5.14 – (a) Imagem de microscopia eletrônica de transmissão de alta resolução – HRTEM do β - Si_3N_4 . (b) SAED do β - Si_3N_4 orientado segundo o eixo de zona [001].

Na Figura 5.15(b), a imagem de microscopia eletrônica de transmissão obtida no modo anular de campo escuro de alto ângulo – HAADF (mais frequentemente conhecida como imagem de contraste Z) mostra duas fases microestruturais contrastantes. A distribuição da fase intergranular de Al_2O_3 aparece com o contraste claro. A fase β - Si_3N_4 , observada como cercada pela fase de Al_2O_3 , aparece com o contraste escuro. A imagem de campo claro, obtida num microscópio eletrônico de transmissão convencional, na mesma área é mostrada na Figura 5.15(a). Conforme verificado nas áreas delimitadas pelos círculos, é possível ver alguns detalhes na imagem de HAADF que não são vistos na imagem de campo claro. Isso se deve à maior sensibilidade do HAADF à variação do número atômico da amostra.

A Figura 5.16 mostra o espectro de perda de energia de elétrons, obtido no Jeol JEM 2100F URP, para o material da ferramenta de corte. O espectro de EELS confirma a presença de silício e nitrogênio. Por comparação com as informações obtidas no DRX e SAD, o pico $1s - \pi^*$ a 406,4 eV e o pico $1s - \sigma^*$ a 423 eV são devido às ligações do β - Si_3N_4 . O pico em 102 eV corresponde à borda Si ($L_{2,3}$) em concordância com os resultados apresentados por Gu (1999) e Worch (2002).

Os picos de gálio são evidentes no espectro, indicando que os íons de gálio, usados durante a preparação da amostra no FIB/SEM, foram implantados na amostra.

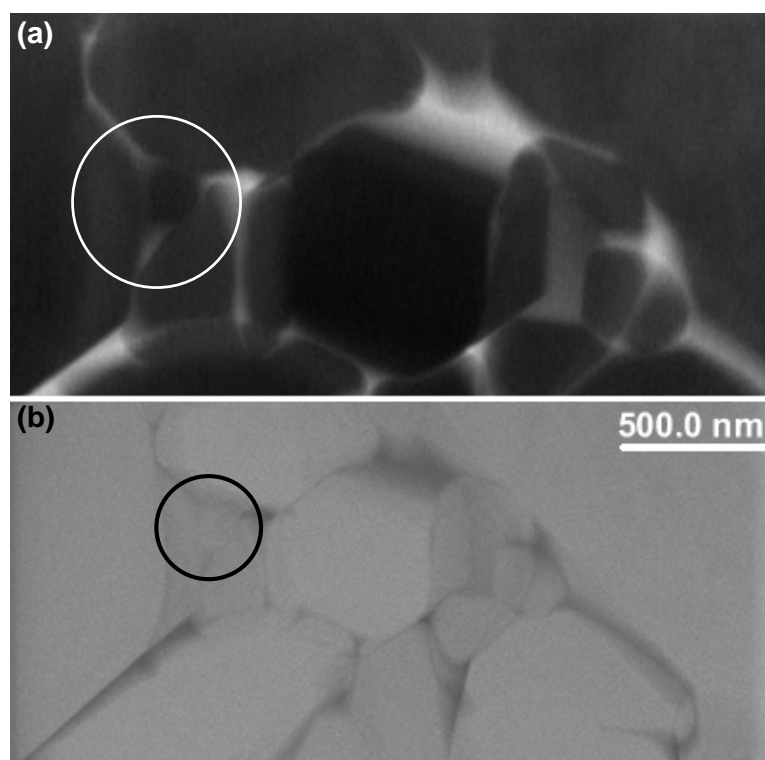


Figura 5.15 – Imagem de campo claro (a) e de HAADF (b) da microestrutura da pastilha à base de β - Si_3N_4 .

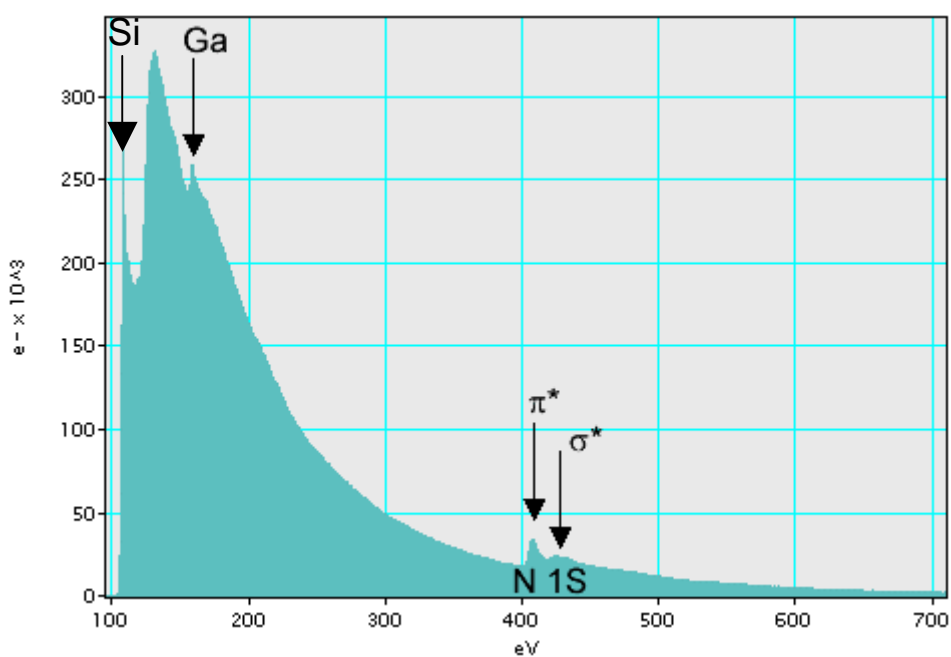


Figura 5.16 – Espectro de perda de energia de elétrons obtido no material da ferramenta de corte mostrando a borda do silício Si (99 eV), N (400 eV) e Ga (160 eV).

5.3 Experimentos de usinagem

Os resultados obtidos em termos do desgaste no flanco das pastilhas à base de $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$ em função da velocidade de corte são descritos na Figura 5.17. As imagens do desgaste no flanco são apresentadas nas Figuras 5.18 e 5.19. No intervalo de velocidade compreendido entre 300 e 700 $\text{m}\cdot\text{min}^{-1}$, mantendo constante os valores do avanço e da profundidade de corte em 0,2 mm e 2 mm, respectivamente, o desgaste de flanco (VB) diminui com o aumento da velocidade de corte (v_c). O referido resultado está em concordância com o reportado na literatura (YAMANE et al. 1987, 1990; LIU et al. 2002; SAHM et al. 2002). A explicação de tal fato é um dos objetivos principais desta pesquisa.

No 2º teste realizado a 500 $\text{m}\cdot\text{min}^{-1}$, o desgaste de flanco mostrou um valor diferente do esperado. Embora todos os corpos de prova tenham sido previamente preparados para a remoção de qualquer vestígio de areia de fundição na superfície do material fundido, não se pode descartar a hipótese de que o corpo de prova usado a 500 $\text{m}\cdot\text{min}^{-1}$ tenha algum defeito interno de fundição. Analisando o flanco da pastilha usada no 2º teste a 500 $\text{m}\cdot\text{min}^{-1}$, Fig. 5.20, nota-se uma grande exposição dos *whisker* de $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$, Fig. 5.21, acompanhado de um acúmulo de alumínio no final do desgaste de flanco, Fig. 5.22.

Conforme mostrado na caracterização do material da ferramenta de corte, ver item 5.2, o Al_2O_3 foi usado como elemento de sinterização durante a produção da ferramenta à base de $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$. A quantidade de alumínio no material da peça é apenas residual. Portanto, a fonte do alumínio acumulado no final do desgaste de flanco, Fig. 5.22, é proveniente da fase intergranular de Al_2O_3 na ferramenta de corte.

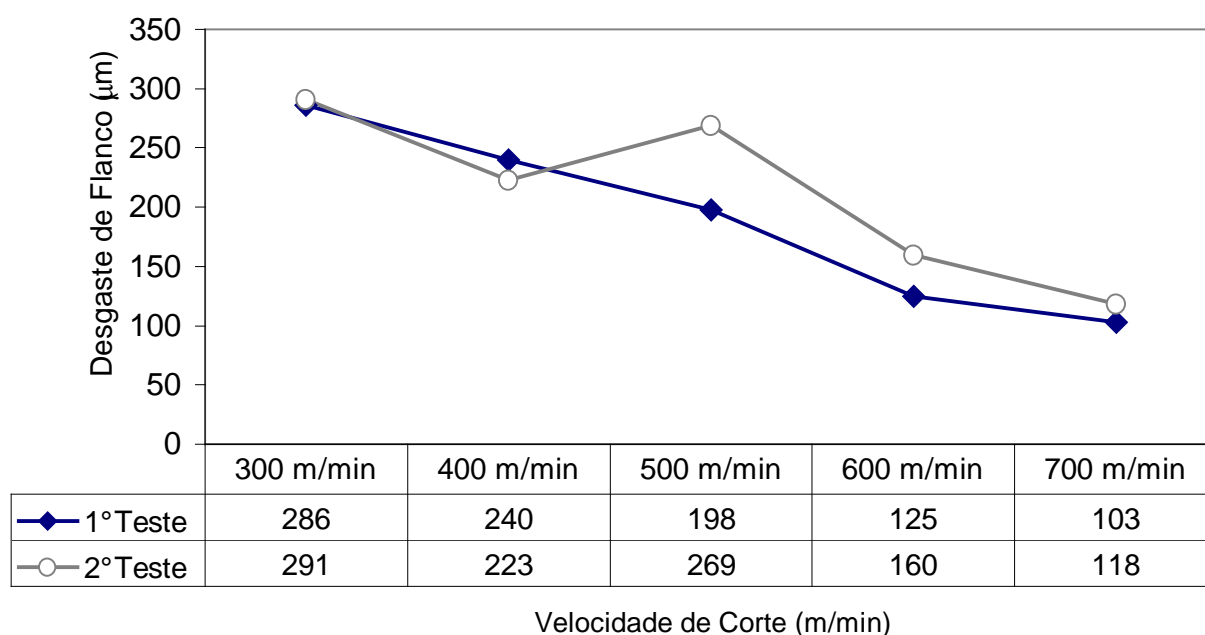


Figura 5.17 – Desgaste de flanco em função da velocidade de corte.

($a_p = 2$ mm, $f = 0,2$ mm, pastilha à base de $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$, comprimento usinado = 1600 mm).

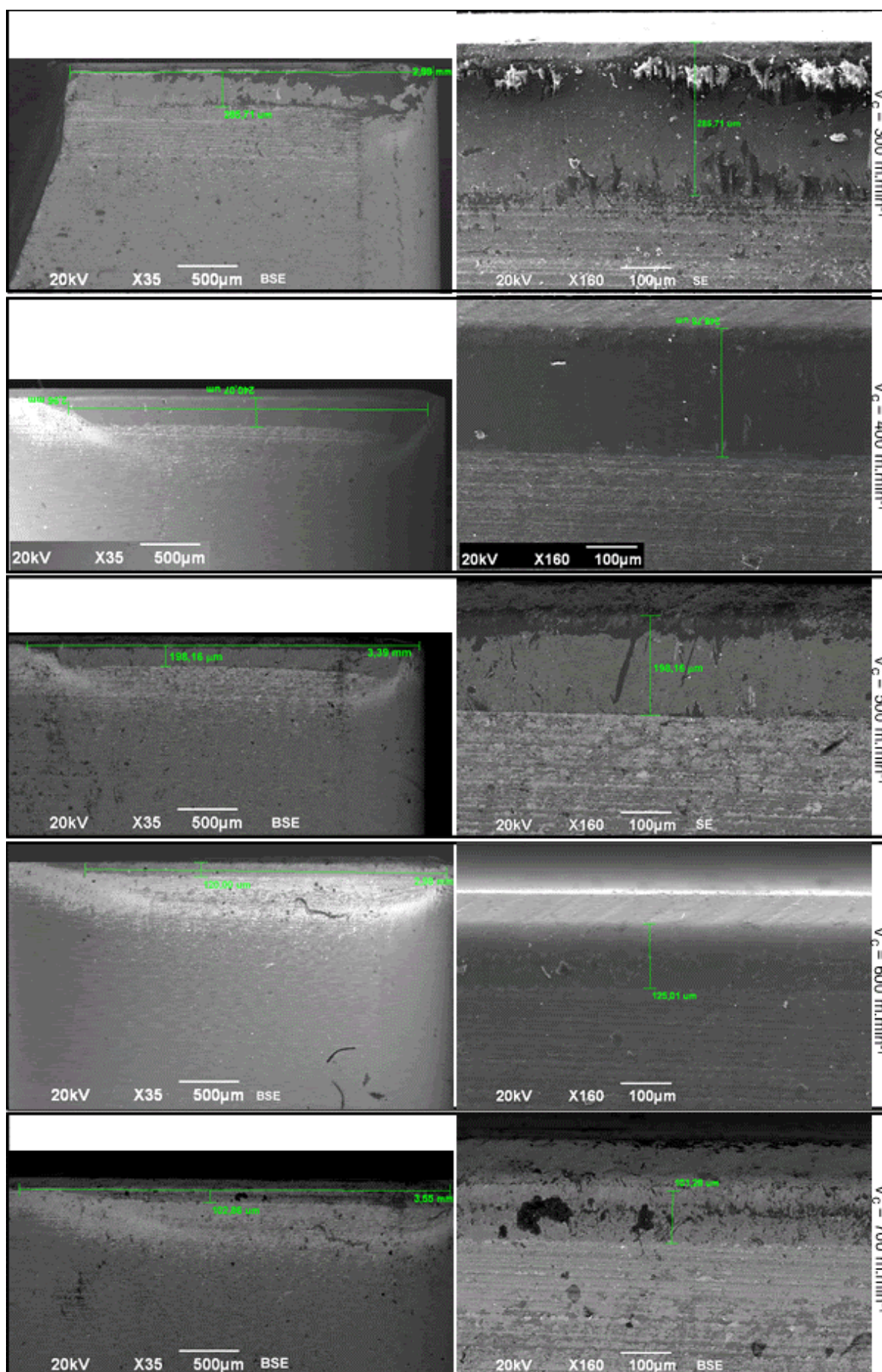


Figura 5.18 – Evolução do desgaste de flanco em função da velocidade de corte (1º teste).

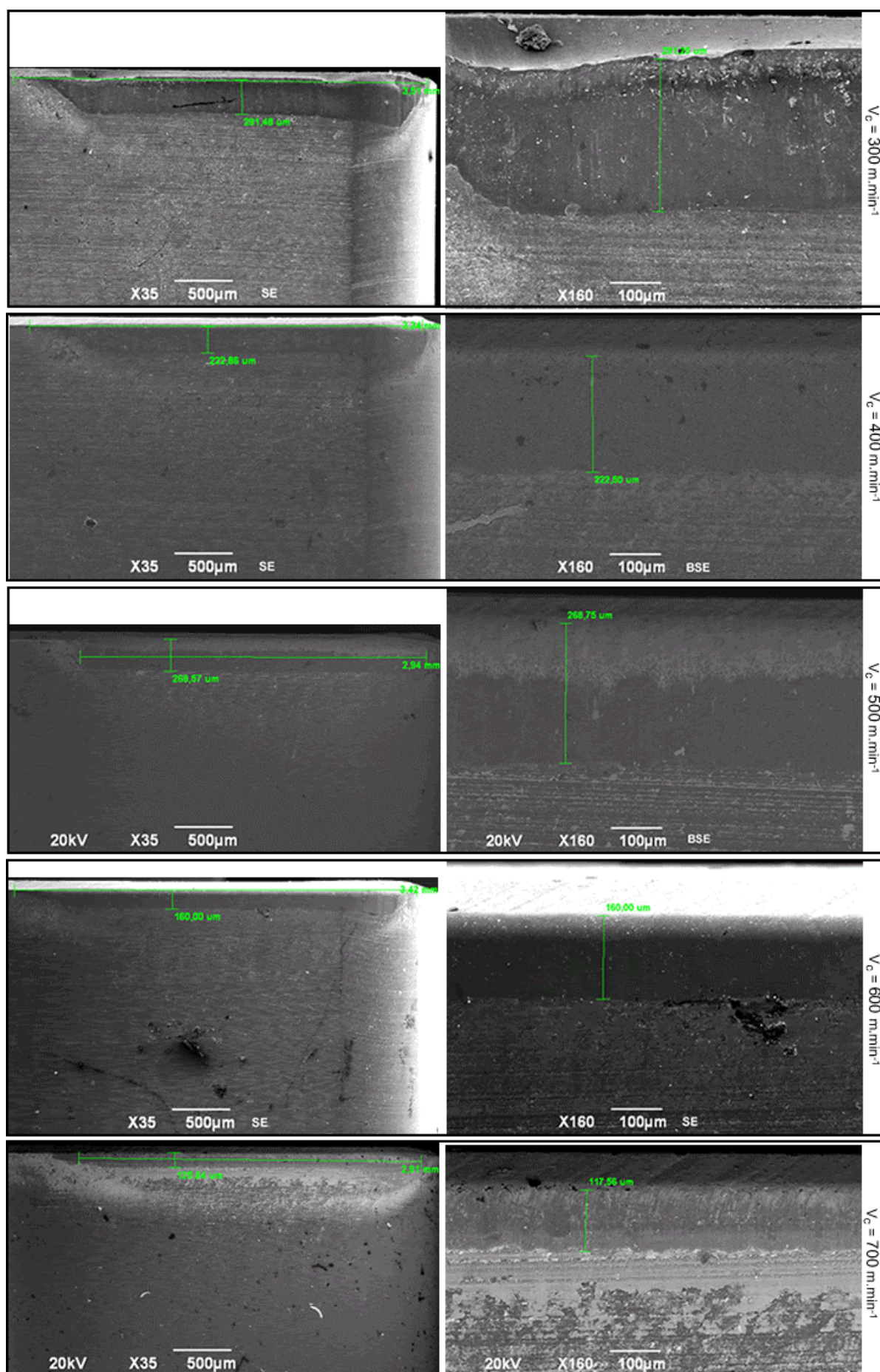


Figura 5.19 – Evolução do desgaste de flanco em função da velocidade de corte (2º teste).

Na Figura 5.20, é indicada, por meio de um quadrado, a região selecionada no desgaste de flanco da pastilha, empregada na usinagem do ferro fundido cinzento FC 250 a 500 m.min^{-1} , para uma análise em maior ampliação, Fig. 5.21, e mapeamento dos elementos químicos por EDS, Fig. 5.22. Na Figura 5.21, observa-se a exposição dos *whiskers* de $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$, no desgaste de flanco, inseridos numa camada com alta concentração de enxofre e manganês, Fig. 5.22, provavelmente combinados na forma de MnS (proveniente da inclusão de MnS no material da peça). Nos mapas de EDS, Fig. 5.22, vê-se também uma camada com alta concentração de alumínio, após a camada “rica” em enxofre e manganês. O mecanismo de interação do material da ferramenta de corte com o material da peça, responsável por essas observações, será compreendido quando da análise das amostras de seção transversal de tais camadas por microscopia eletrônica de transmissão no item 5.6.

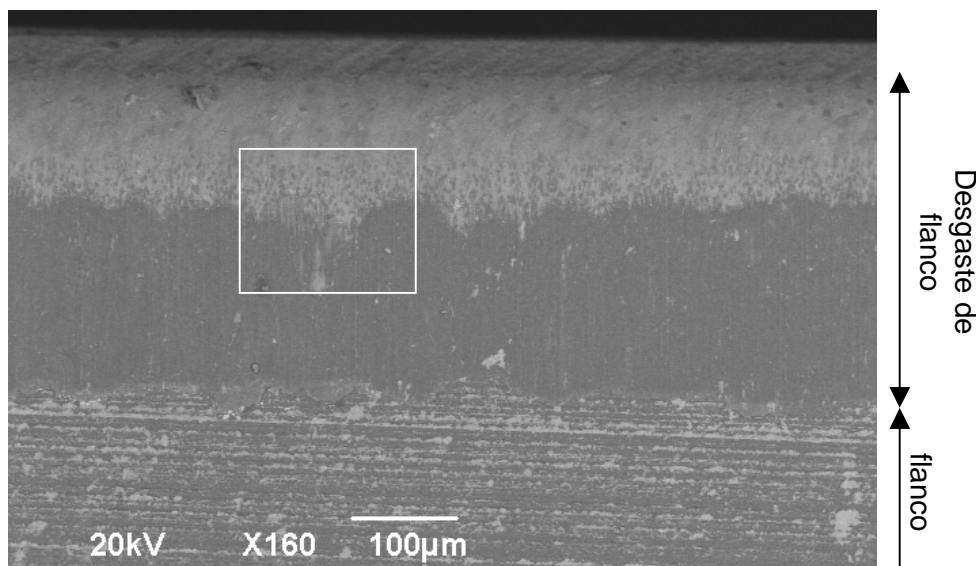


Figura 5.20 – Área selecionada no desgaste de flanco para o mapeamento dos elementos químicos. Pastilha empregada na usinagem do ferro fundido cinzento FC 250 a 500 m.min^{-1} .

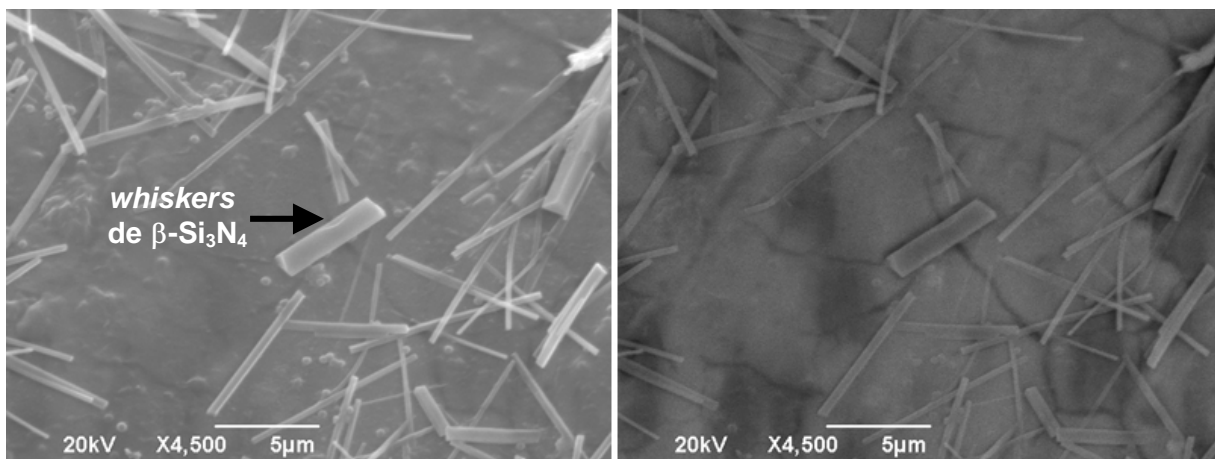


Figura 5.21 - Exposição dos *whiskers* de $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$ no desgaste de flanco da pastilha empregada na usinagem do ferro fundido cinzento FC 250 a 500 m.min^{-1} na região indicada na Figura 5.20.

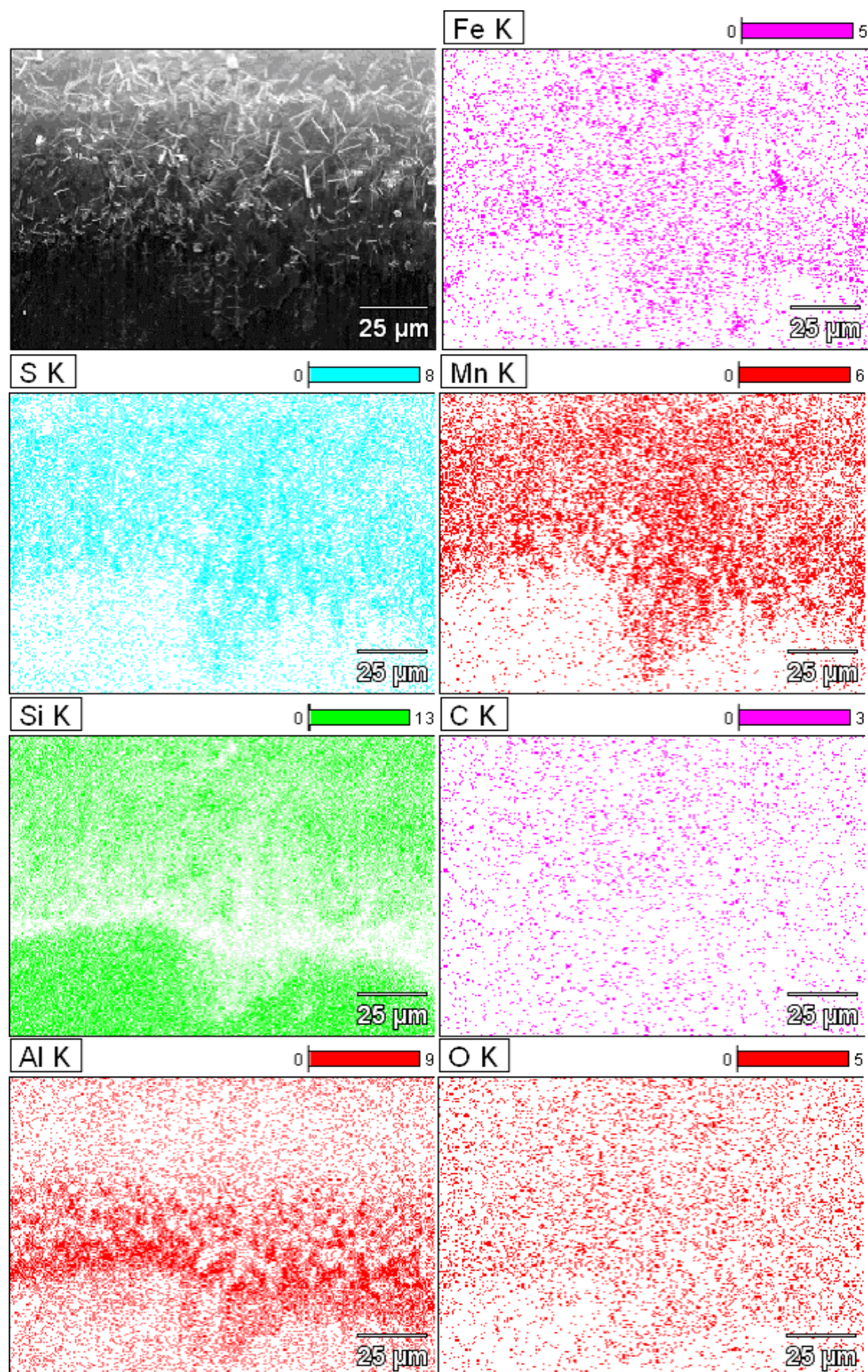


Figura 5.22 – Distribuição dos elementos químicos na região indicada na Figura 5.20 pelo quadrado em branco no desgaste de flanco da ferramenta empregada na usinagem a $500 \text{ m} \cdot \text{min}^{-1}$.

Os elementos químicos são representados pelos pontos escuros/coloridos.

5.4 Componentes da força de usinagem

O comportamento das componentes da força de usinagem para as velocidades de corte empregadas nos experimentos de usinagem, item 5.3, é apresentado nas Figuras 5.23, 5.24, 5.25 e 5.26.

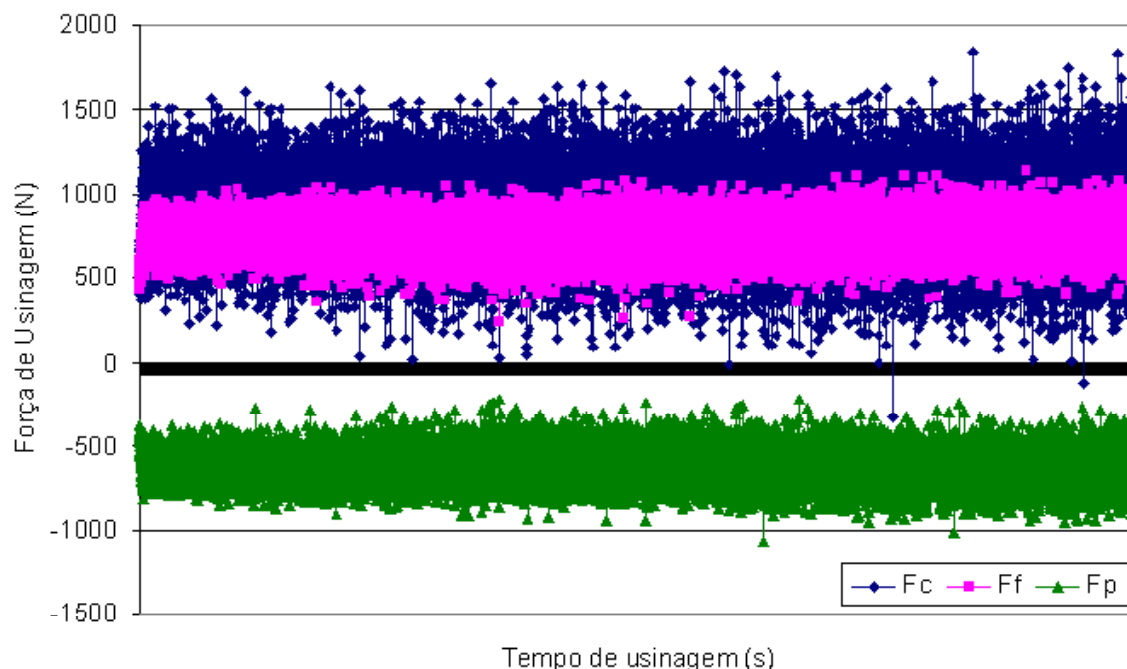


Figura 5.23 – Componentes da força de usinagem a $v_c = 300 \text{ m.min}^{-1}$.
(Tempo de aquisição = 50 s e frequência de aquisição = 1 Hhz)

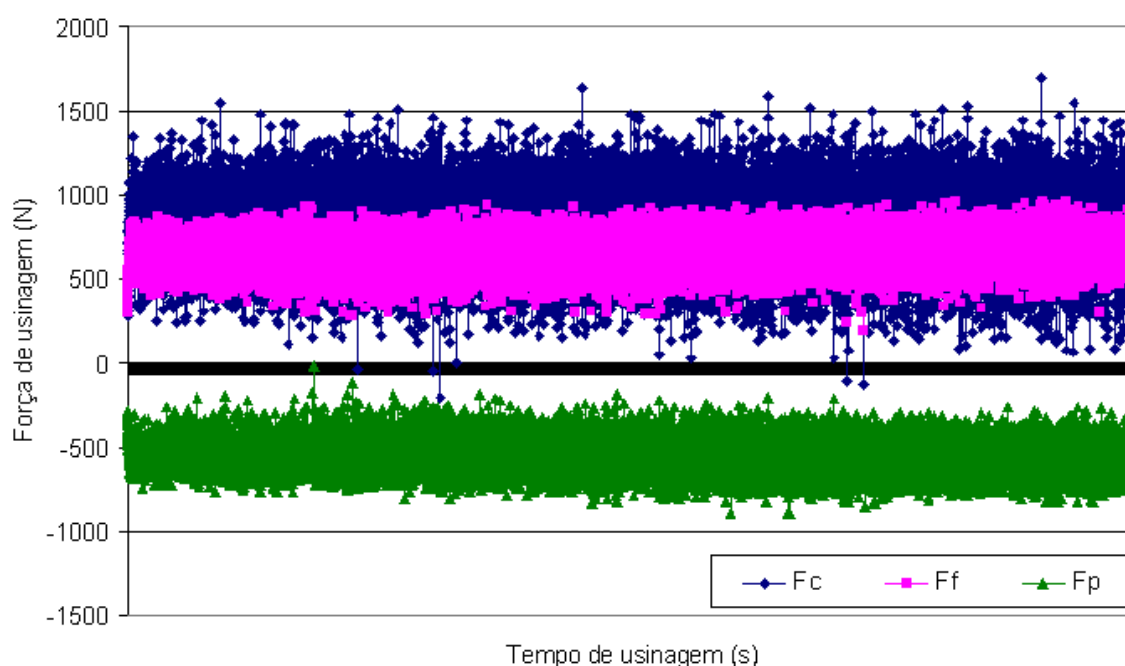


Figura 5.24 – Componentes da força de usinagem a $v_c = 400 \text{ m.min}^{-1}$.
(Tempo de aquisição = 50 s e frequência de aquisição = 1 Hhz)

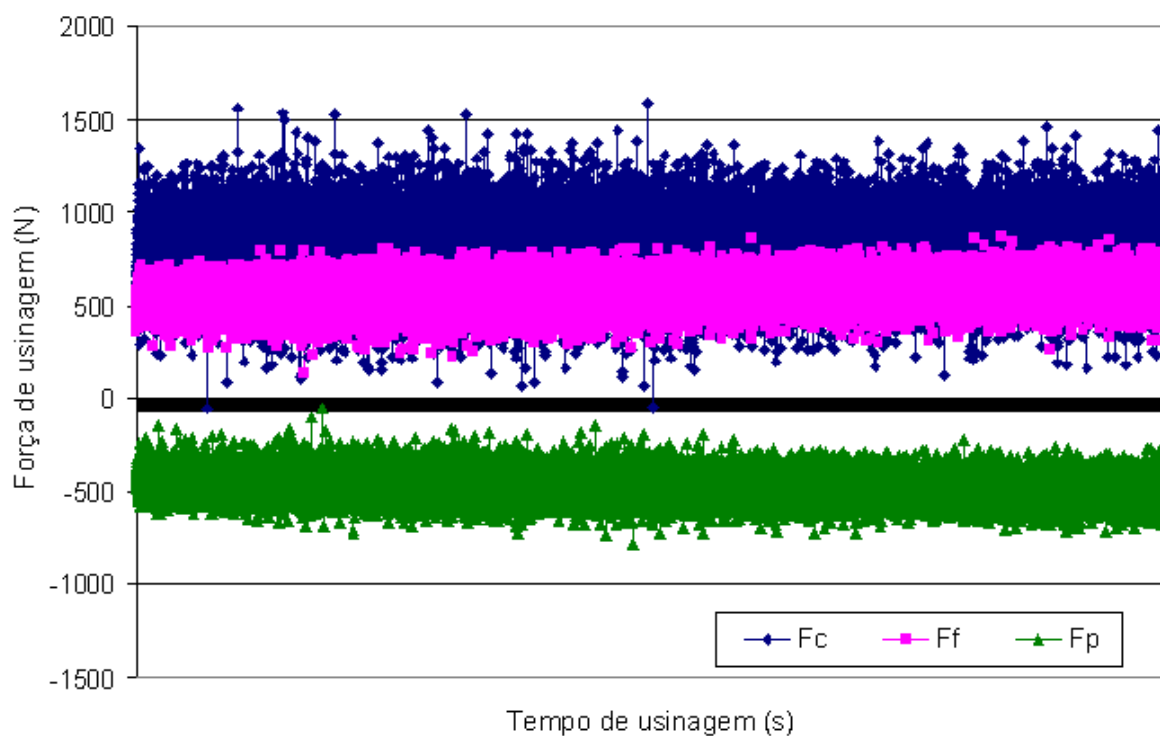


Figura 5.25 – Componentes da força de usinagem a $v_c = 500 \text{ m.min}^{-1}$.
(Tempo de aquisição = 50 e frequência de aquisição = 1 Hhz)

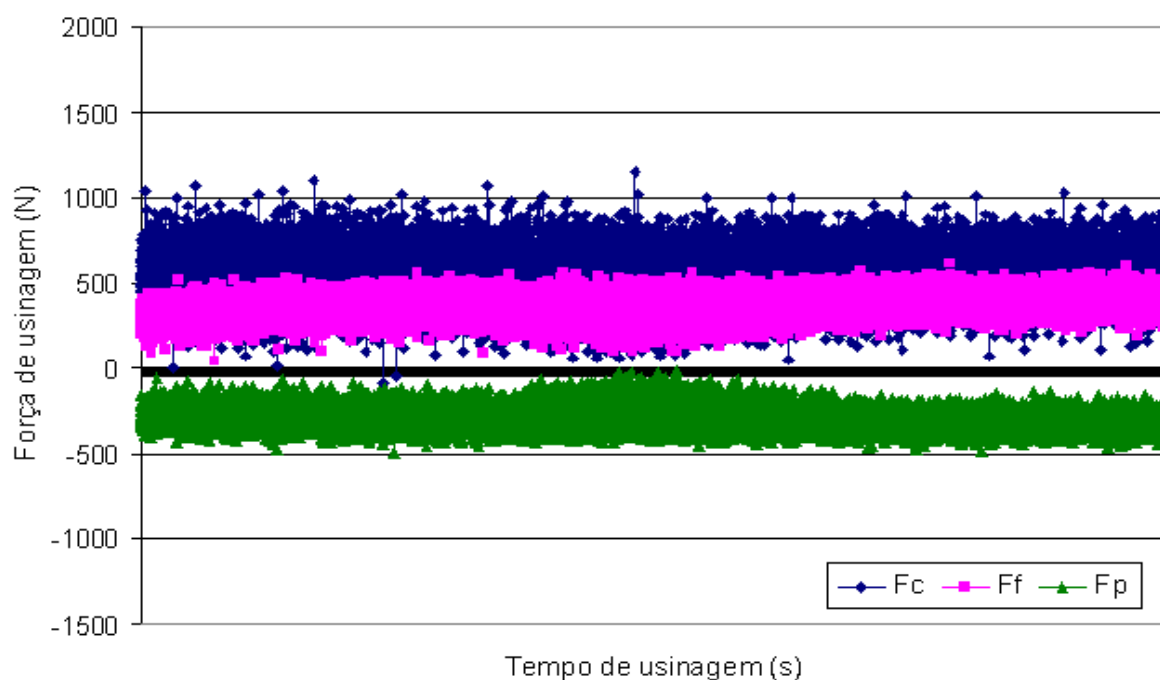


Figura 5.26 – Componentes da força de usinagem a $v_c = 600 \text{ m.min}^{-1}$.
(Tempo de aquisição = 50 s e frequência de aquisição = 1 Hhz)

As Figuras 5.23, 5.24, 5.25 e 5.26 apresentam o perfil das componentes da força de usinagem em função da velocidade de corte. Observa-se, da análise desses gráficos, que as componentes da força de usinagem (F_c , F_f e F_p) diminuem com o aumento da velocidade de corte.

Para facilitar a comparação da evolução das componentes da força de usinagem em função da velocidade de corte, as Figuras 5.27, 5.28 e 5.29 mostram trechos dos dados adquiridos para cada componente.

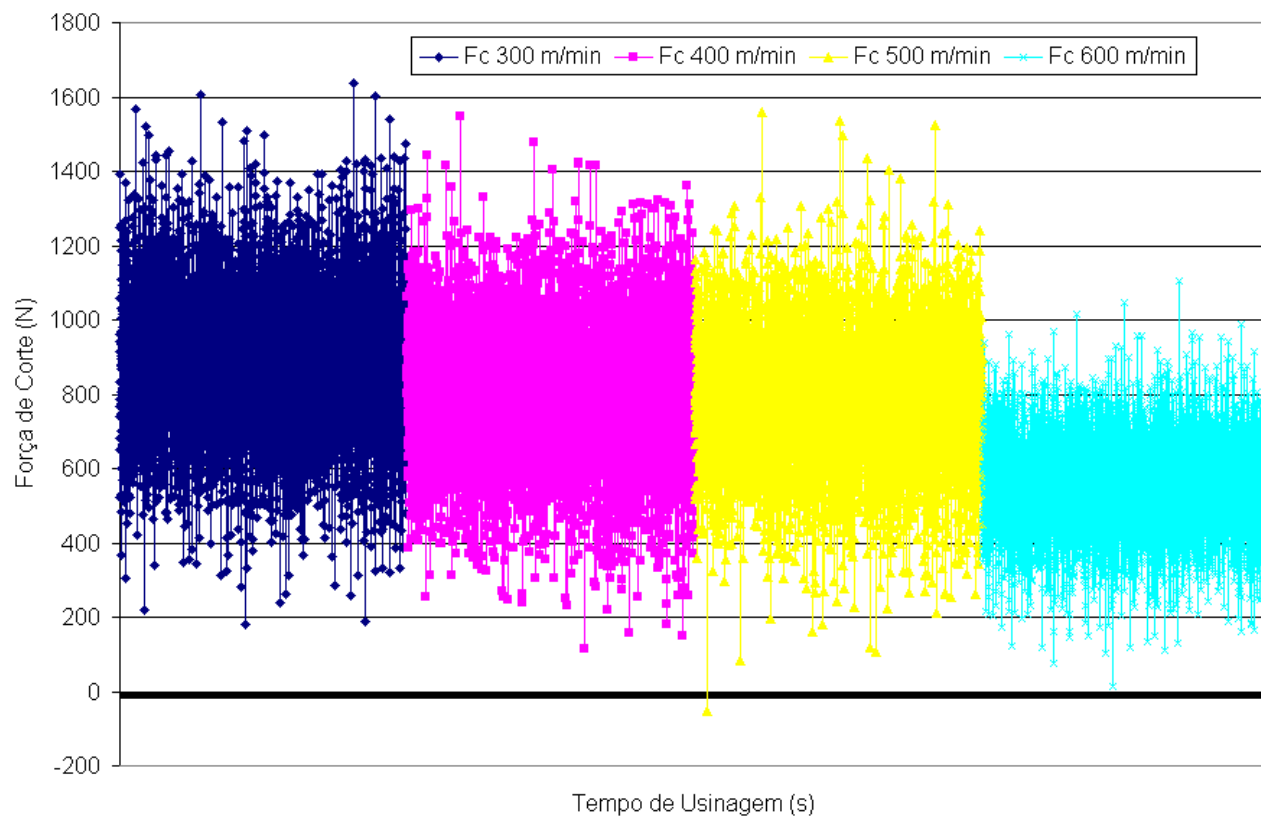


Figura 5.27 – Comportamento da força de corte para diferentes velocidades de corte.

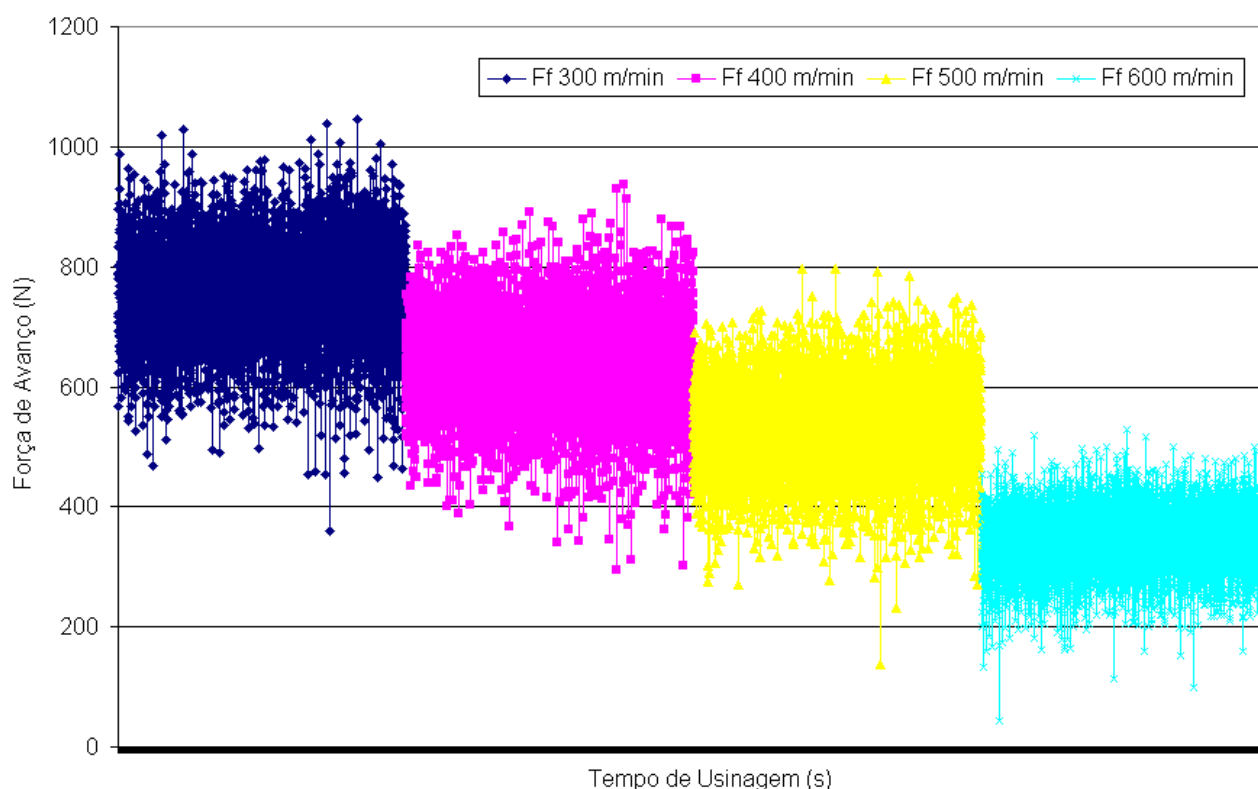


Figura 5.28 – Comportamento da força de avanço para diferentes velocidades de corte.

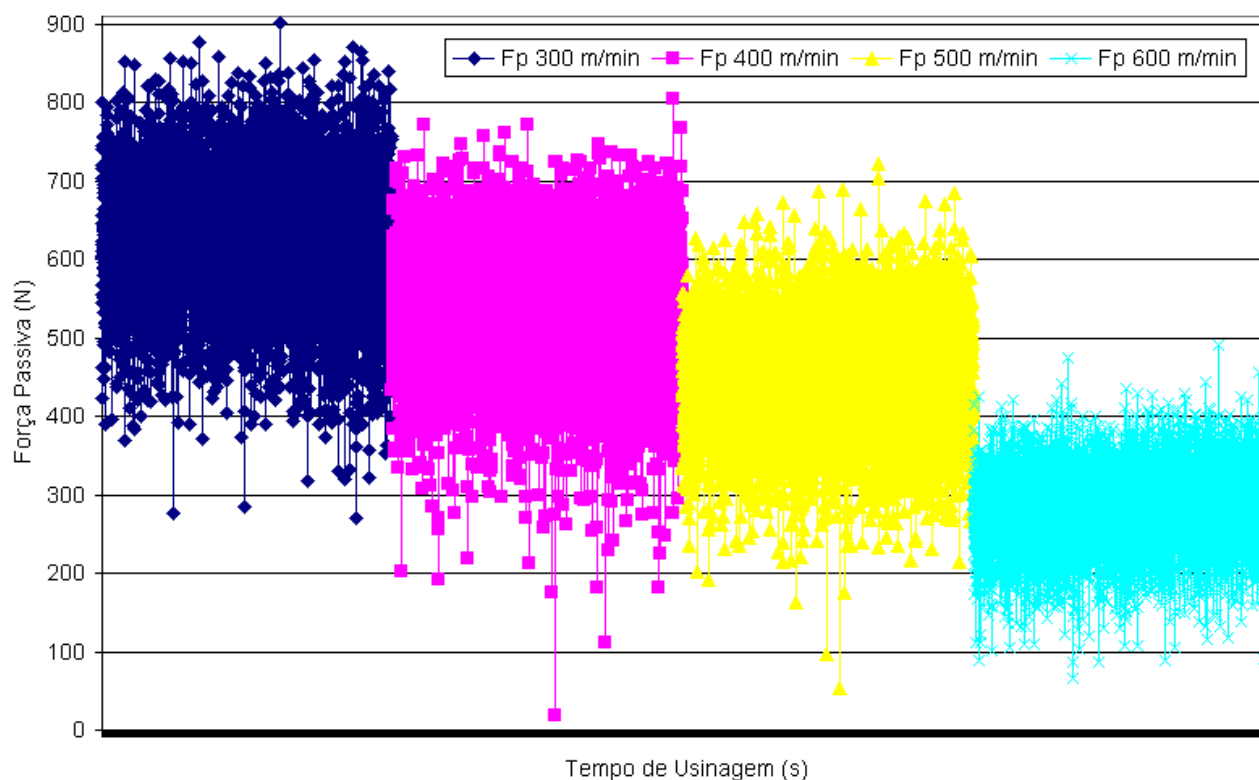


Figura 5.29 – Comportamento da força passiva para diferentes velocidades de corte.

Constata-se, da análise das Figuras 5.27, 5.28 e 5.29, que o aumento da velocidade de corte é acompanhado por uma redução no valor das componentes da força de usinagem e uma redução na dispersão desses valores.

Para verificar se o aumento da velocidade de corte conduz a uma redução significativa das componentes da forças de usinagem, a seguir tem-se uma análise estatística dos dados obtidos.

Tabela 5.2 – Componentes da força de usinagem

	$v_c = 300 \text{ m.min}^{-1}$	$v_c = 400 \text{ m.min}^{-1}$	$v_c = 500 \text{ m.min}^{-1}$	$v_c = 600 \text{ m.min}^{-1}$
$F_c \text{ (N)}$	$872 \pm 2,50$	$792 \pm 2,29$	$785 \pm 2,02$	$545 \pm 1,46$
$F_f \text{ (N)}$	$756 \pm 1,07$	$651 \pm 1,00$	$560 \pm 0,87$	$366 \pm 0,66$
$F_p \text{ (N)}$	$625 \pm 1,00$	$542 \pm 0,93$	$465 \pm 0,78$	$293 \pm 0,58$

Para verificar a influência da velocidade de corte nas componentes da força de usinagem, foi empregada a análise de variância (MONTGOMERY, 1997) para um nível de significância de 5%. As análises de variância para as componentes da força de usinagem estão sumarizadas nas Tabelas 5.3, 5.4 e 5.5.

Tabela 5.3 – Análise de variância para a força de corte (F_c).

Fonte da variação	Soma dos quadrados	Grau de liberdade	Média Quadrática	F_o	F_{cr}
Entre grupos ⁽¹⁾	1731183475	3	577061158	17242,97	2,60
Dentro dos grupos	3882110332	116000	33466		
Total	5613293807	116003			

⁽¹⁾ a palavra grupo refere-se ao grupo de velocidade de corte, quais sejam: 300, 400, 500 e 600 m.min⁻¹

Visto que ($F_o = 17242,97$) > ($F_{cr} = 2,60$), Tabela 5.3, conclui-se que **a velocidade de corte**, no intervalo estudado, **altera significativamente a força de corte** no processo de torneamento do ferro fundido cinzento com pastilha à base de $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$ na profundidade de corte de 2 mm e avanço de 0,2 mm.

Tabela 5.4 – Análise de variância para a força de avanço (F_f).

Fonte da variação	Soma dos quadrados	Grau de liberdade	Média Quadrática	F_o	F_{cr}
Entre grupos ⁽¹⁾	2379615733	3	793205244	126294,90	2,60
Dentro dos grupos	728547291	116000	6281		
Total	3108163024	116003			

Visto que ($F_o = 126294,90$) > ($F_{cr} = 2,60$), Tabela 5.4, conclui-se que **a velocidade de corte**, no intervalo estudado, **altera significativamente a força de avanço** no processo de torneamento do ferro fundido cinzento com pastilha à base de $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$ na profundidade de corte de 2 mm e avanço de 0,2 mm.

Tabela 5.5 – Análise de variância para a força passiva (F_p).

Fonte da variação	Soma dos quadrados	Grau de liberdade	Média Quadrática	F_o	F_{cr}
Entre grupos ⁽¹⁾	1744465563	3	581488521	108610,62	2,60
Dentro dos grupos	621028943	116000	5354		
Total	2365494507	116003			

Visto que ($F_o = 108610,62$) > ($F_{cr} = 2,60$), Tabela 5.5, conclui-se que **a velocidade de corte**, no intervalo estudado, **altera significativamente a força passiva** no processo de torneamento do ferro fundido cinzento com pastilha à base de $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$ na profundidade de corte de 2 mm e avanço de 0,2 mm.

Da análise da Figura 5.30, percebe-se que as componentes da força de usinagem diminuem com o aumento da velocidade de corte. Da mesma forma, o desgaste de flanco (VB) reduz com o aumento da velocidade de corte, Figura 5.17. Portanto, ambos, as componentes da força de usinagem e o desgaste de flanco, apresentam resultados com a mesma tendência de comportamento.

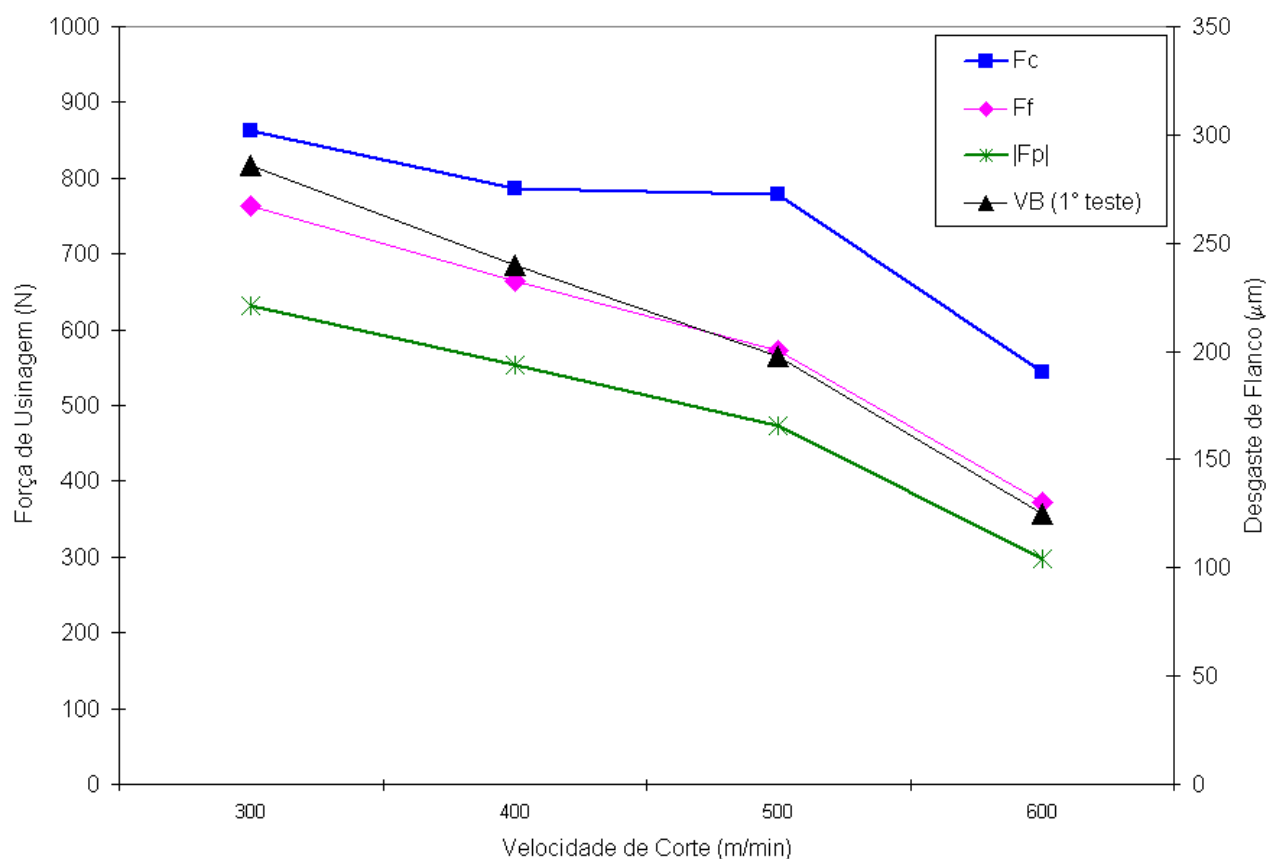


Figura 5.30 – Comportamento das componentes da força de usinagem e do desgaste de flanco em função da velocidade de corte.

Da análise da Figura 5.30, observa-se uma relação direta entre o desgaste de flanco e as componentes da força de usinagem, em função da velocidade de corte. Na Tabela 5.6 é apresentado o cálculo da redução do desgaste de flanco e das componentes da força de usinagem em função da velocidade de corte, tomando como referência os dados obtidos na usinagem à velocidade de corte de $300 \text{ m} \cdot \text{min}^{-1}$ realizado no 1º teste.

Na usinagem a $400 \text{ m} \cdot \text{min}^{-1}$, a média da força de corte é 9% menor em relação à média da força de corte medida na usinagem na velocidade de corte a $300 \text{ m} \cdot \text{min}^{-1}$. A média da força de avanço é 13% menor em relação à média da força de avanço medida na usinagem na velocidade de corte a $300 \text{ m} \cdot \text{min}^{-1}$. A média da força passiva é 12% menor em relação à média da força passiva medida na usinagem na velocidade de corte a $300 \text{ m} \cdot \text{min}^{-1}$.

Na usinagem a $500 \text{ m} \cdot \text{min}^{-1}$, a média da força de corte é 109% menor em relação à média da força de corte medida na usinagem na velocidade de corte a $300 \text{ m} \cdot \text{min}^{-1}$. A média da força de avanço é 15% menor em relação à média da força de avanço medida na usinagem na velocidade de corte a $300 \text{ m} \cdot \text{min}^{-1}$. A média da força passiva é 15% menor em relação à média da força passiva medida na usinagem na velocidade de corte a $300 \text{ m} \cdot \text{min}^{-1}$.

Tabela 5.6 – Relação entre as componentes da força de usinagem e o desgaste de flanco (VB).

	v_c (m.min ⁻¹)	300	400	500	600
F_c (N)	Média	862	787	779	544
		100%	91% ⁽¹⁾	90%	63%
F_f (N)	Média	764	664	573	372
		100%	87%	75%	49%
F_p (N)	Média	631	553	474	298
		100%	88%	75%	47%
VB (μ m)	1º teste	286	240	198	125

⁽¹⁾ Lê-se: A força de corte média, medida na usinagem a 400 m.min⁻¹, é 9% menor do que a força de corte média obtida na usinagem a 300 m.min⁻¹.

Na usinagem a 600 m.min⁻¹, a média da força de corte é 37% menor em relação à média da força de corte medida na usinagem na velocidade de corte a 300 m.min⁻¹. A média da força de avanço é 51% menor em relação à média da força de avanço medida na usinagem na velocidade de corte a 300 m.min⁻¹. A média da força passiva é 53% menor em relação à média da força passiva medida na usinagem na velocidade de corte a 300 m.min⁻¹. Esses resultados serão discutidos no item 6.1.

5.5 Aspecto do cavaco

Os cavacos resultantes da usinagem em diferentes velocidades de corte são mostrados na Figura 5.32. Na usinagem a 300, 400 e 500 m.min⁻¹, observa-se um cavaco “longo”, enquanto que na usinagem do ferro fundido cinzento nas velocidades de corte de 600 e 700 m.min⁻¹, tem-se um cavaco bastante curto e segmentado, Fig. 5.32. Tal observação sugere que o aumento da velocidade de corte é acompanhado por uma alteração do mecanismo de formação do cavaco.

Por meio das imagens obtidas com câmera fotográfica durante o processo de usinagem, Fig. 5.31, é possível notar que o cavaco, nas velocidades de corte de 600 e 700 m.min⁻¹, deixa a ferramenta na forma incandescente, indicando as elevadas temperaturas desenvolvidas durante o processo.

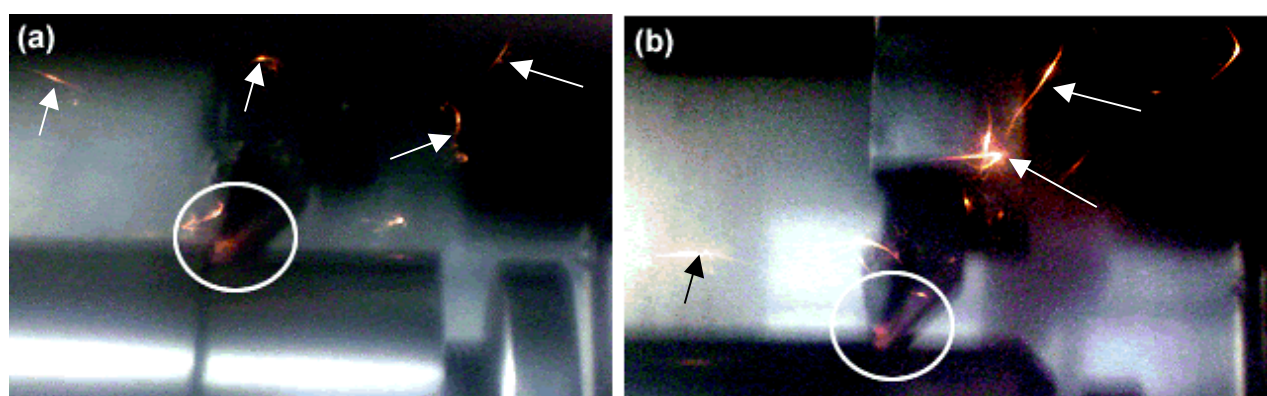


Figura 5.31 – Cavaco incandescente durante a usinagem a (a) 600 m.min⁻¹ e (b) 700 m.min⁻¹.

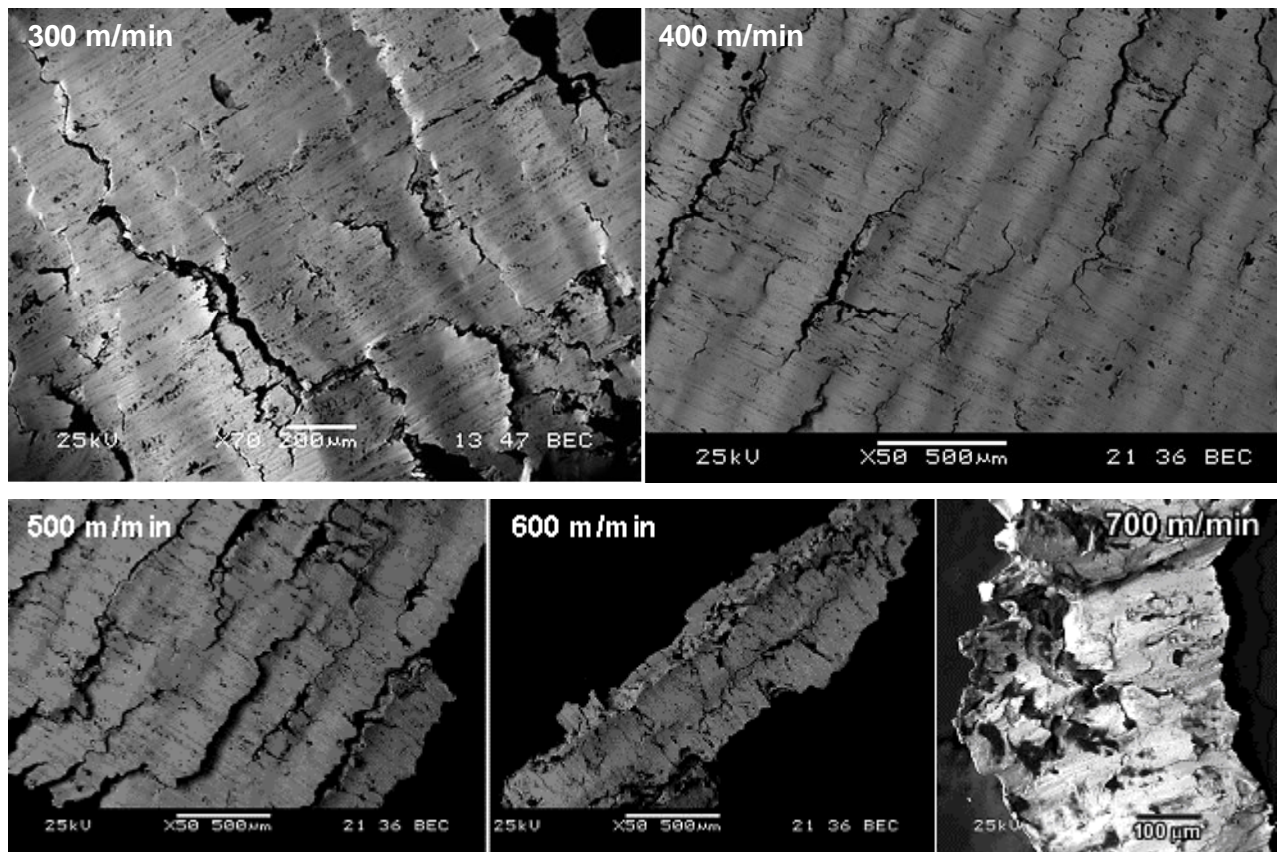


Figura 5.32 – Aspecto da superfície inferior do cavaco obtida na usinagem do ferro fundido cinzento FC 250 a 300, 400, 500, 600 e 700 $\text{m} \cdot \text{min}^{-1}$.

O aspecto do cavaco obtido na usinagem a 700 $\text{m} \cdot \text{min}^{-1}$, Fig. 5.33, revela que é do tipo arrancado. As partículas escuras na superfície do cavaco, Fig. 5.33(c), são lamelas de grafita.

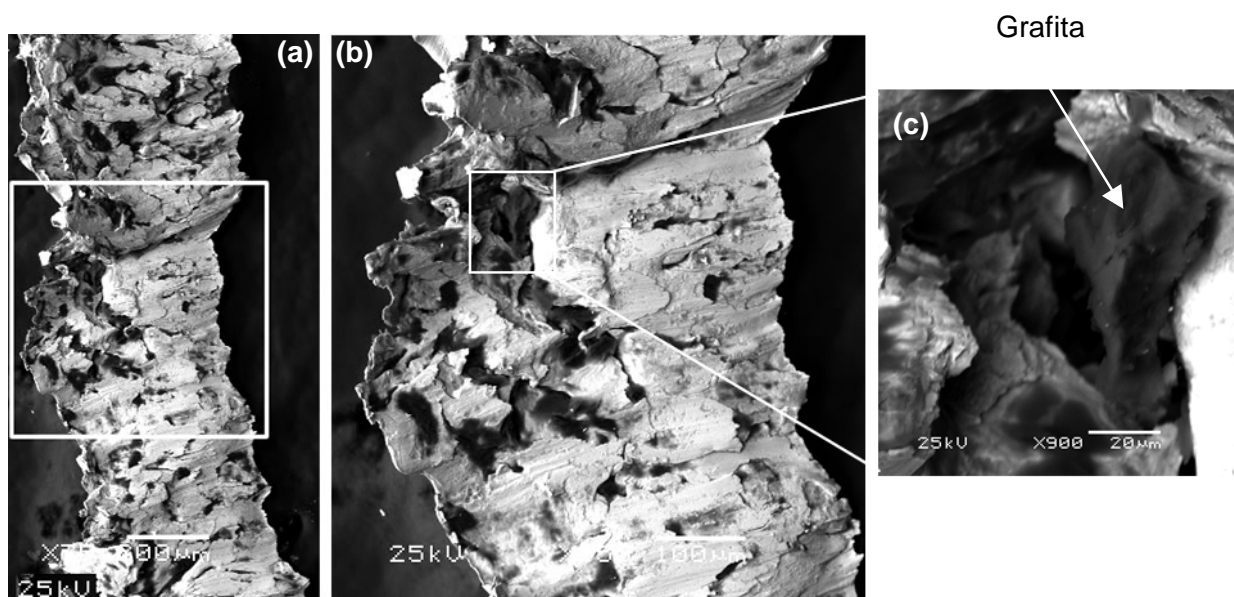


Figura 5.33 – Cavaco obtido na usinagem do ferro fundido cinzento a 700 $\text{m} \cdot \text{min}^{-1}$.

5.6 Caracterização da *tribolayer*⁵

As caracterizações das três amostras de seção transversal do material aderido à superfície da pastilha, mostradas nas Figuras 4.11, 4.14 e 4.16, são apresentadas a seguir. A amostra obtida na superfície da ferramenta empregada na usinagem a 300 m.min⁻¹ (velocidade de corte correspondente ao maior desgaste de flanco) foi caracterizada para ser usada como referência na análise da *tribolayer* obtida na superfície da ferramenta empregada na usinagem a 700 m.min⁻¹ (velocidade de corte correspondente ao menor desgaste de flanco).

5.6.1 *Tribolayer* obtida na região com alta concentração de enxofre e manganês na pastilha à base de β -Si₃N₄ empregada na usinagem do ferro fundido cinzento a 300 m.min⁻¹

A seguir será apresentada a caracterização da *tribolayer* formada na usinagem do ferro fundido cinzento FC 250 com ferramenta de corte à base de β -Si₃N₄ (Coromant classe CC6090) a 300 m.min⁻¹. A amostra obtida na região com alta concentração de enxofre e manganês, Fig. 4.9(a), e observada no TEM (Jeol JEM 2100 HTP) é mostrada na Figura 5.34.

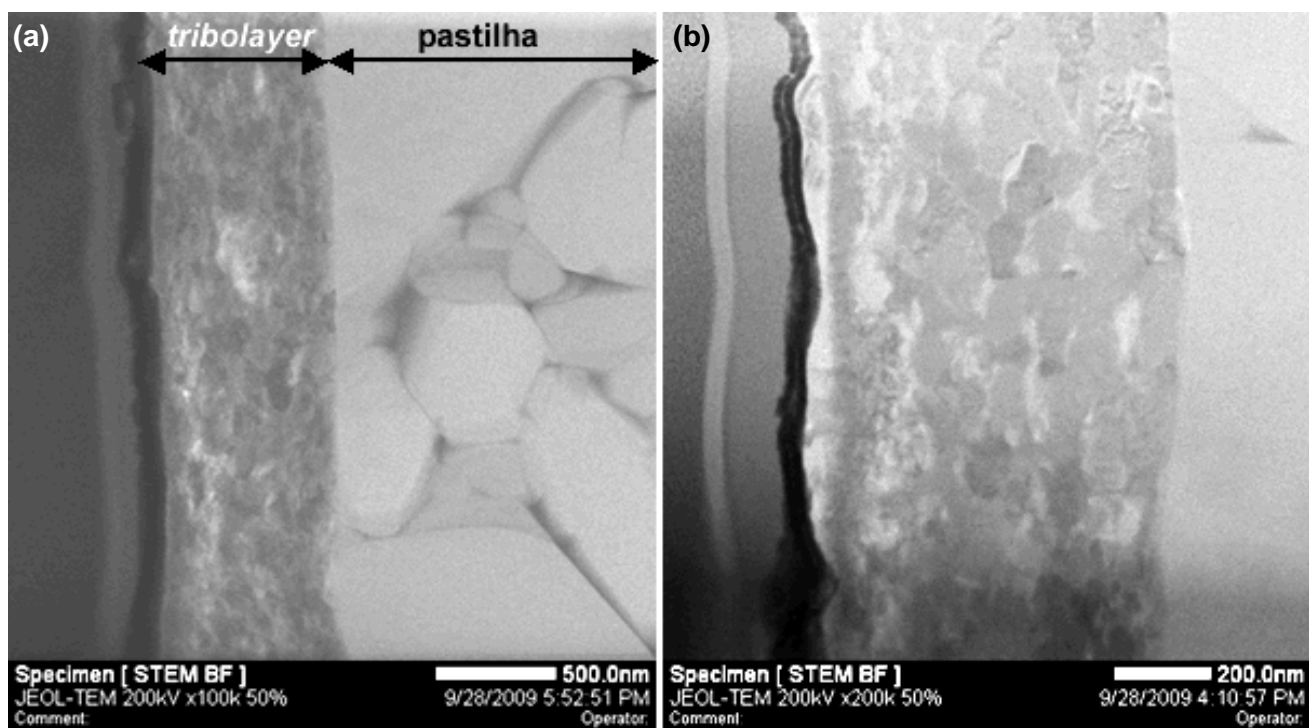


Figure 5.34 – (a) Imagem de campo claro da seção transversal da *tribolayer* aderida à superfície da pastilha e examinada no microscópio eletrônico de transmissão.

(b) imagem STEM BF ampliada da *tribolayer*.

Com uma espessura de aproximadamente 800 nm, a *tribolayer* apresenta uma morfologia heterogênea, Fig. 5.34(a). Uma observação mais detalhada da microestrutura, Fig. 5.34(b), revela uma *tribolayer* formada por nanopartículas com formato quase circular.

⁵ O material aderido à superfície da pastilha é formado pelo material da ferramenta e pelo material da peça como resultado das interações física e química entre esses dois corpos. Por isso, o termo *tribolayer* será usado neste trabalho para se referir à camada de material na superfície da pastilha.

Interações químicas e/ou físicas não são observadas entre a *tribolayer* e a ferramenta de corte, Fig. 5.34. A amostra obtida na região indicada na Figura 4.9, escolhida pela alta concentração dos elementos enxofre e manganês, é uma região onde o cavaco separa da face da ferramenta. O material depositado nessa região é o resultado das interações químicas e/ou físicas desenvolvidas entre o material da peça e do gume ou, em regiões bastante próximas a essa, durante a formação do cavaco. Logo, os mecanismos de desgaste que agem durante o processo de usinagem do ferro fundido cinzento FC 250 com a ferramenta de corte à base de β - Si_3N_4 (Coromant classe CC6090) a $300 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ poderão ser entendidos a partir da caracterização da *tribolayer*.

Imagem de HRTEM e o respectivo padrão de difração de elétrons de área selecionada da *tribolayer* são mostrados na Figura 5.35. As reflexões dos múltiplos grãos formam anéis descontínuos, Fig. 5.35(b). De acordo com esse padrão de difração, há fortes indicativos de que a *tribolayer* seja formada por uma estrutura policristalina, sem uma relação de orientação entre os grãos, o que é confirmado pela imagem de alta resolução, Fig. 5.35(a). A indexação do padrão de difração de elétrons, Fig. 5.35(b), revela que a microestrutura da *tribolayer*, Fig. 5.35(a), contém MnS, β - Si_3N_4 e evidências de Fe possivelmente na forma de Fe_2O_3 .

Também é observado, na imagem de HRTEM, Fig. 5.35(a), que as partículas apresentam um formato quase esférico. Baseado nessa observação e no conhecimento do processo de usinagem, sugere-se que a *tribolayer* seja formada por nanogrãos recristalizados resultantes do processo de recristalização dinâmica do material quando na interface cavaco-ferramenta.

A técnica de STEM/EDS foi empregada para analisar a distribuição dos elementos químicos na *tribolayer*. Os elementos enxofre e manganês são encontrados na mesma região, provavelmente combinados na forma de sulfeto de manganês, em acordo com o padrão de difração exibido na Fig. 5.35(b).

Os mapas de EDS apresentados na Figura 5.36 mostram a presença de uma pequena quantidade de ferro, silício e oxigênio na *tribolayer*. Isso sugere que óxido de ferro e pedaços da ferramenta, supostamente fragmentos de β - Si_3N_4 fraturados, se misturaram com o sulfeto de manganês. Além disso, os mapas de EDS apontam a presença de alumínio, nitrogênio, silício e oxigênio ao longo do material da ferramenta de corte em acordo com os espectros de DRX e EELS evidenciados nas Figuras 5.12 e 5.16, respectivamente.

O mapeamento dos elementos por EFTEM foi empregado com uma técnica complementar para estudar o produto da interação ferramenta de corte – material da peça, especialmente para análise dos elementos leves, devido à melhor sensibilidade do EELS quando comparado ao EDS. As Figuras 5.37 e 5.38 mostram a distribuição dos elementos N, Si, Mn, S e Fe por EFTEM. A região para o mapeamento foi escolhida de forma que a interface ferramenta de corte – *tribolayer* pudesse ser analisada cuidadosamente.

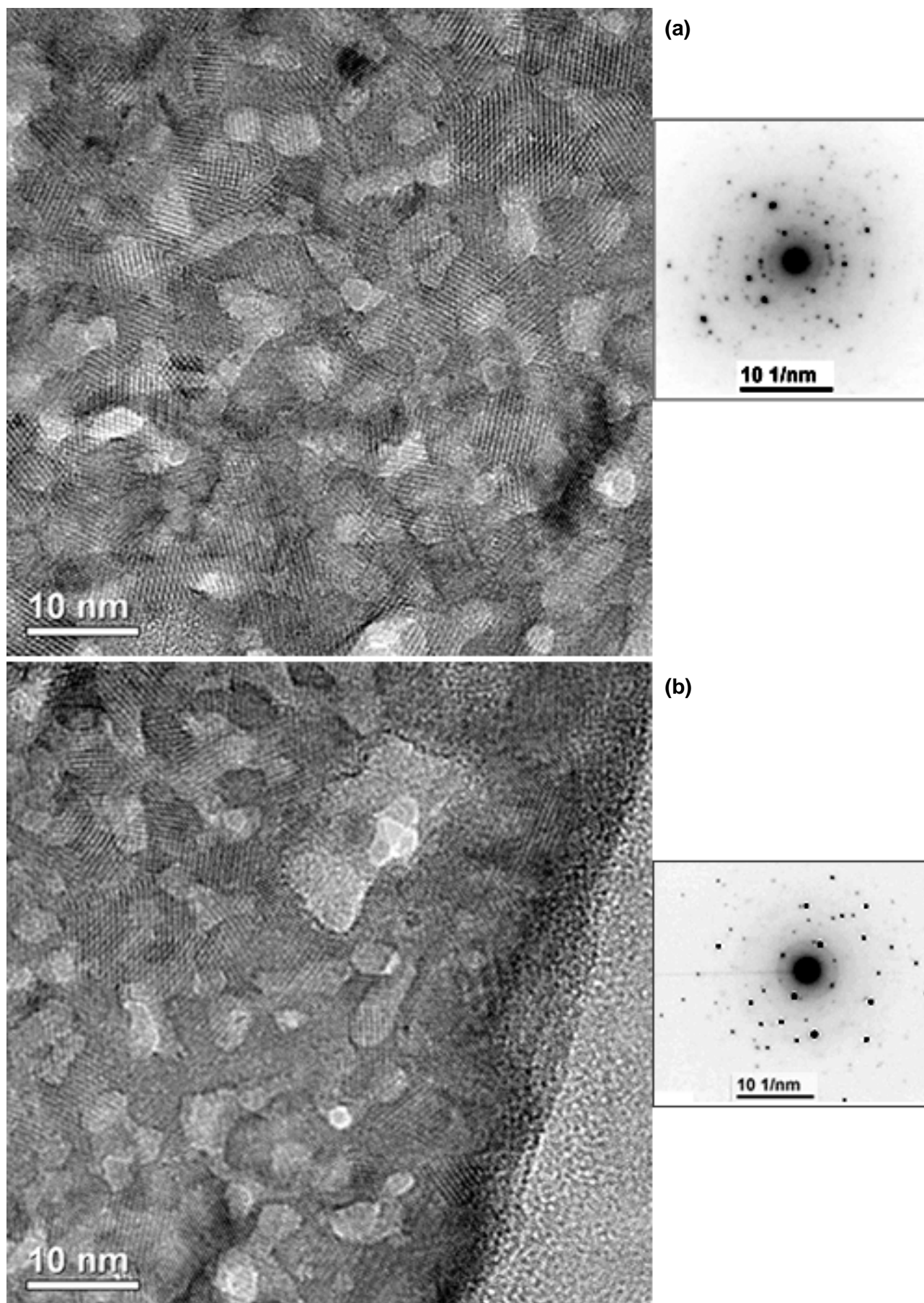


Figure 5.35 – Imagens de HRTEM mostrando a microestrutura da *tribolayer* formada por nanogrãos e os correspondentes padrões de difração de elétrons – SAED.

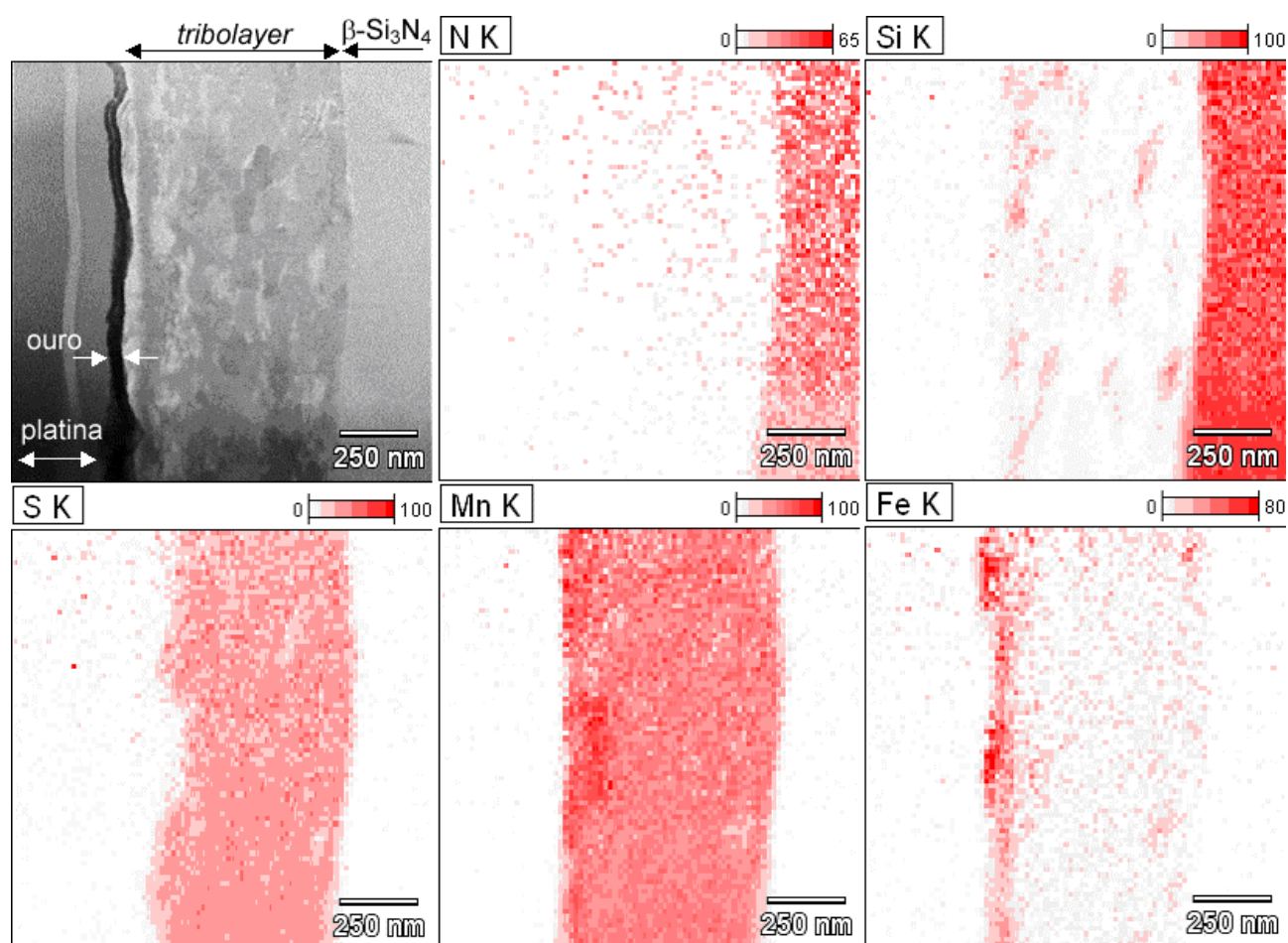


Figure 5.36 – Mapas de STEM/EDS em peso% da interface

tribolayer – ferramenta à base de $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$.

Comparando as Figuras 5.37 e 5.38, os mapas dos elementos químicos não diferem muito. A única diferença é vista nos mapas dos elementos Si e N distribuídos na *tribolayer*, Fig. 5.38. Ambos os elementos, provavelmente provenientes da ferramenta de corte à base de $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$, apresentam-se distribuídos de forma desigual. A fim de mostrar a relação entre as imagens destacadas na Figura 5.38, os mapas dos elementos químicos foram sobrepostos para formar imagens em RGB onde cada elemento é representado por uma cor. A Figura 5.39(a) foi construída sobrepondo-se os elementos silício (em vermelho) e enxofre (em azul). A Figura 5.39(b) ilustra a sobreposição dos elementos nitrogênio (em vermelho) e enxofre (em azul). As imagens em RGB, Fig. 5.39, mostram que há partículas no interior da *tribolayer* “ricas” em silício e “pobres” ou sem nitrogênio. Assim, pode-se afirmar que o silício no interior da *tribolayer* não está presente completamente na forma de $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$.

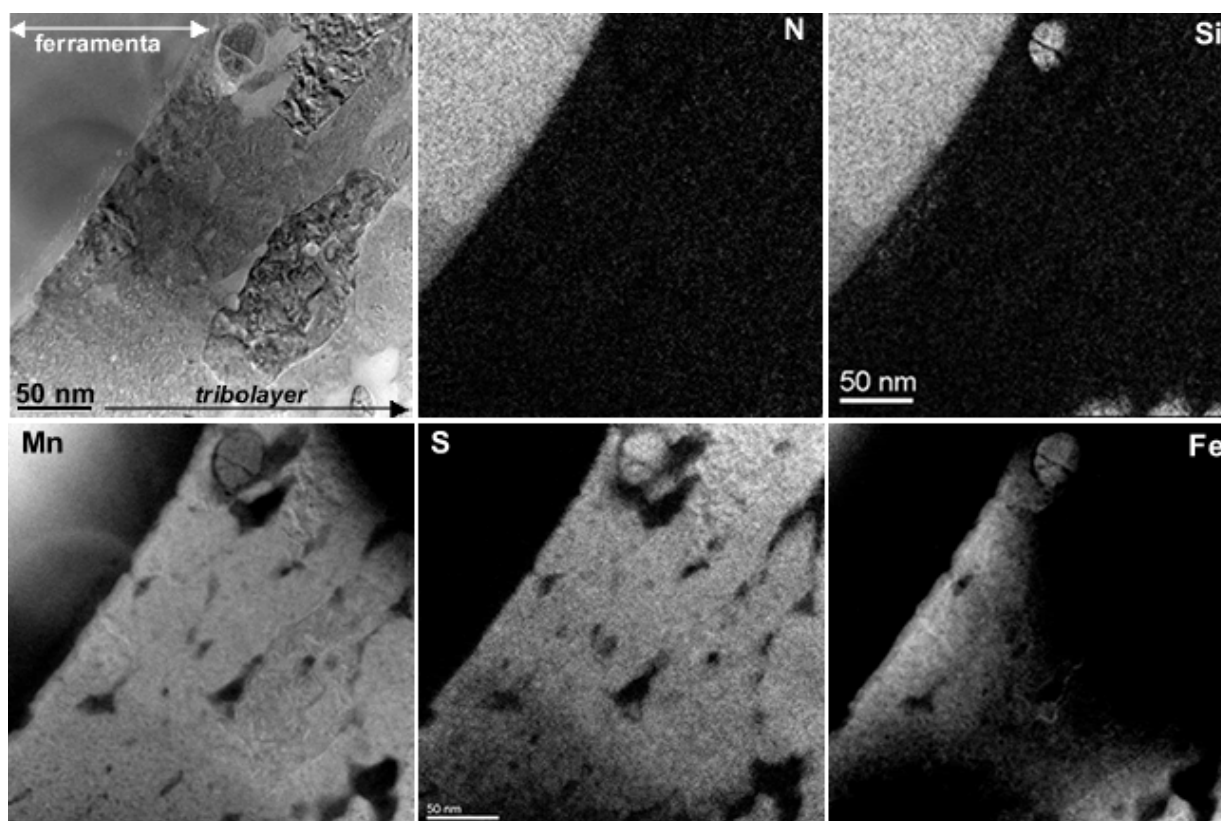


Figura 5.37 – Imagem de EFTEM com perda nula (*zero-loss* EFTEM) e mapas de EFTEM. Os elementos químicos estão representados pelos pontos claros.

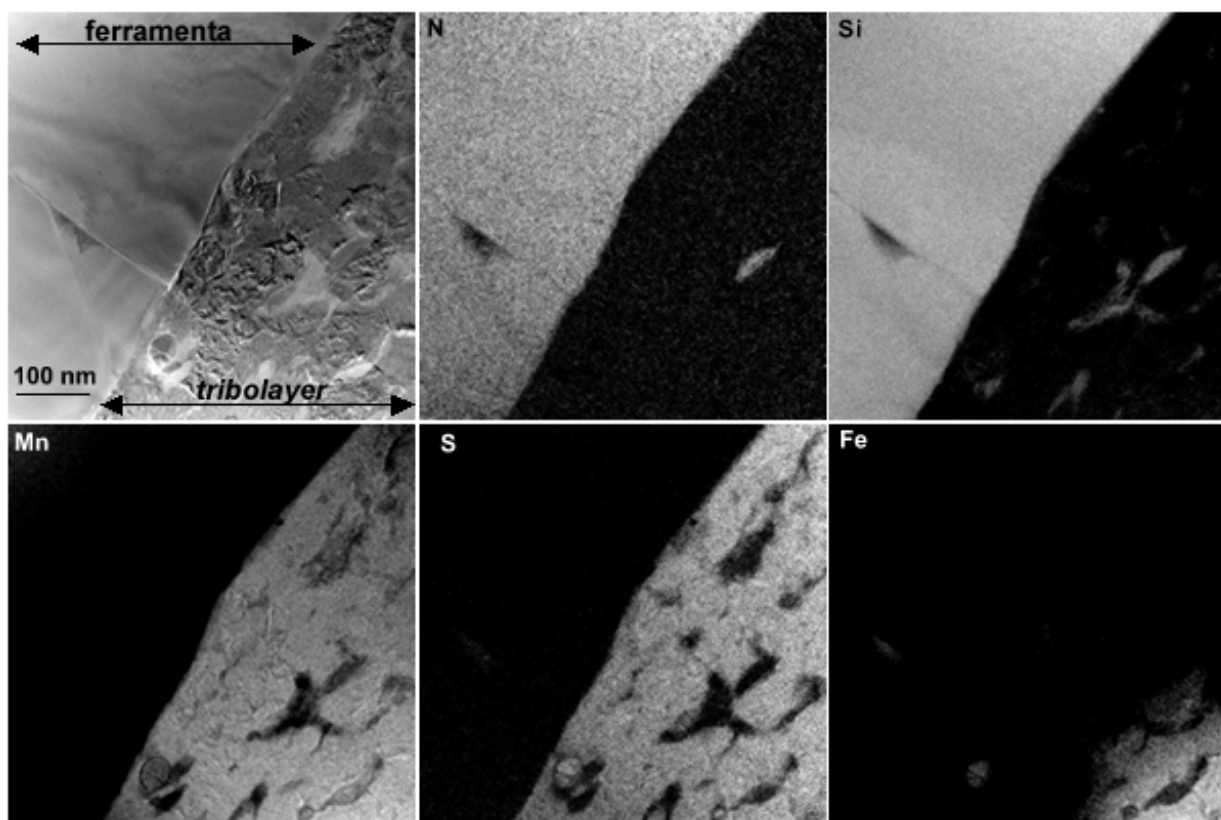


Figura 5.38 – Imagem de EFTEM com perda nula (*zero-loss* EFTEM) e mapas de EFTEM. Os elementos químicos estão representados pelos pontos claros.

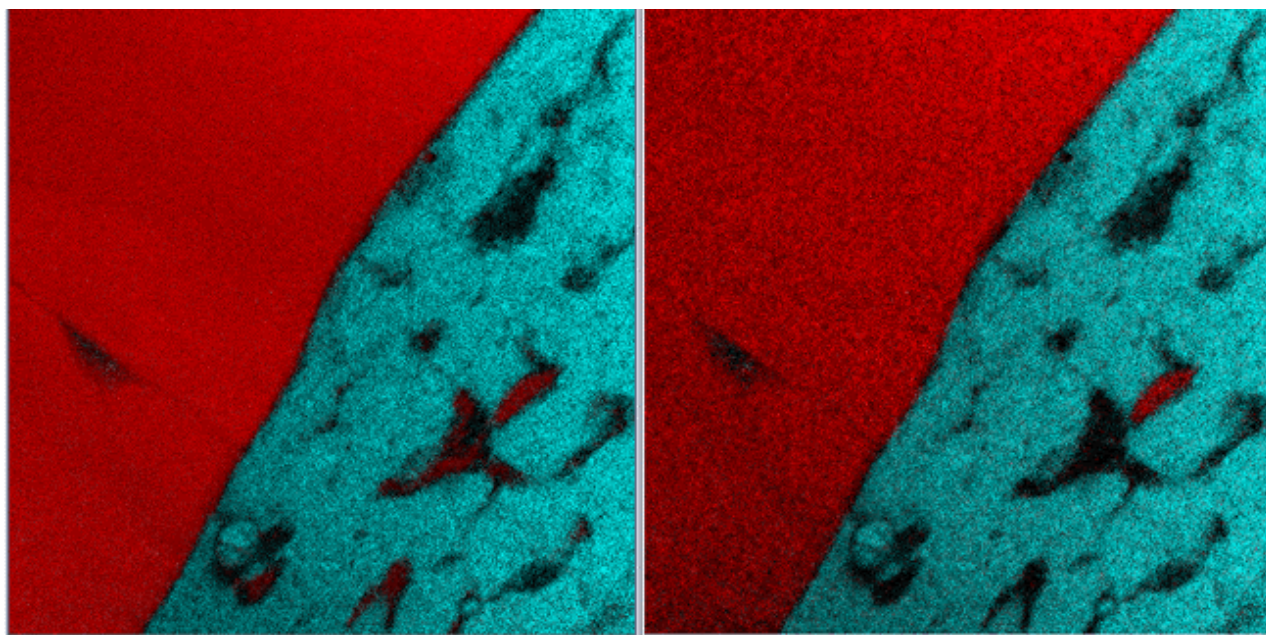


Figure 5.39 – Imagens de RGB usando os mapas da Figura 5.38. (a) o vermelho corresponde ao silício e o azul corresponde ao enxofre, (b) o vermelho corresponde ao nitrogênio e o azul corresponde ao enxofre.

Embora os mapas EFTEM sejam úteis na localização dos elementos químicos, é necessário suplementar a caracterização da *tribolayer* com a obtenção de espectros de EELS, na mesma região, com a finalidade de identificar a estrutura da referida camada.

O espectro obtido na interface *tribolayer* – ferramenta de corte, Fig. 5.40, mostra picos com o *background* subtraído. O início da borda Si ($L_{2,3}$) do Si_3N_4 e do SiO_2 está localizado em 102 e 105 eV, respectivamente, em acordo com o reportado por Worch et al. (2002).

A borda (1S) do carbono é exibida na Figura 5.40. Os múltiplos picos mostram as duas principais características da grafita, quais sejam: um pico agudo 1s - π^* em 287 eV e outro pico mais largo 1s - σ^* em 293 eV. A identificação desses picos é suportada por Garvie et al. (1984). Portanto, o carbono presente na *tribolayer* está na forma de grafita.

Detalhes do pico N (1S) são encontrados na Figura 5.40. A posição do pico 1s - π^* em 406,4 eV e do pico 1s - σ^* em 423 eV coincide com os medidos no material da ferramenta de corte, Fig. 5.16, e indica que o nitrogênio está ligado na forma de $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$.

Devido à habilidade dos elementos em se combinar com o oxigênio, o sinal O (1S) não é um único pico. O espectro de EELS mostra quatro picos em 531, 541, 548,4 e 562,6 eV atribuídos ao oxigênio na forma de Fe_2O_3 , em acordo com as informações disponíveis no banco de dados *DigitalMicrograph*.

A Figura 5.40 mostra, também, a energia de ligação do Mn 2p_{3/2} em 640,4 eV. Comparando a energia de ligação do Mn 2p_{3/2} com os valores disponíveis na literatura (COLMENARES et al. 1999), constata-se que o manganês na *tribolayer* está presente na forma de sulfeto de manganês. Os picos de gálio também são evidentes no espectro, indicando que o gálio usado na preparação na amostra por FIB (ver item 4.5.1) foi implantado.

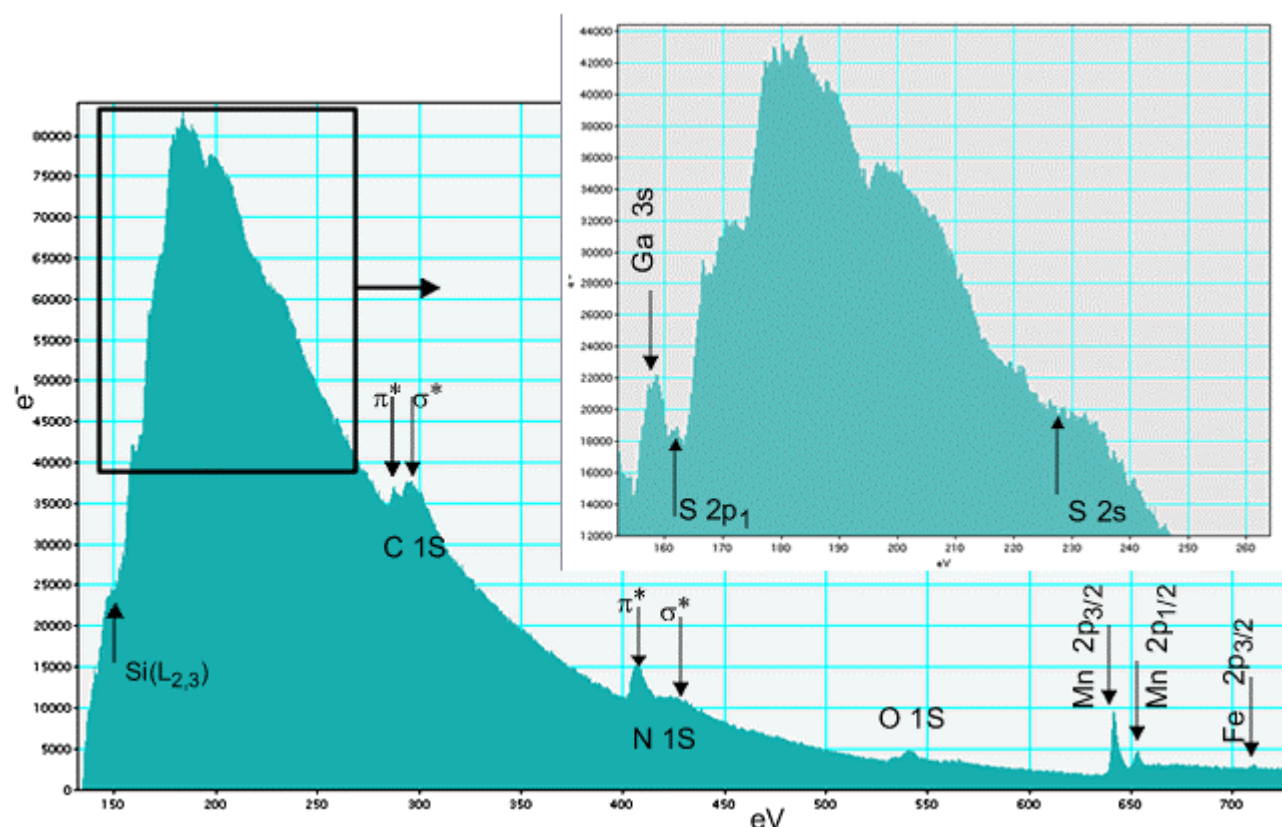


Figure 5.40 – Espectro de EELS adquirido na amostra de seção transversal, compreendida pela ferramenta de corte à base de β -Si₃N₄ e pela *tribolayer*, apresentada na Figura 5.38.

A amostra obtida na região com alta concentração dos elementos enxofre e manganês, Fig. 4.9, na superfície da ferramenta empregada na usinagem a 300 m.min⁻¹ foi caracterizada para ser usada como referência na análise da *tribolayer* obtida na região com alta concentração dos elementos enxofre e manganês na superfície da ferramenta empregada na usinagem a 700 m.min⁻¹. A caracterização dessa amostra pode ser vista a seguir.

5.6.2 Tribolayer obtida na região do gume com alta concentração de enxofre e manganês na pastilha à base de β - Si_3N_4 empregada na usinagem do ferro fundido cinzento FC 250 a 700 m.min^{-1}

A seguir é apresentada a caracterização da *tribolayer* formada na usinagem do ferro fundido cinzento FC 250 com ferramenta de corte à base de β - Si_3N_4 (Coromant classe CC6090) a 700 m.min^{-1} , as alterações na ferramenta na região próxima à superfície, e a região de transição entre a ferramenta e a *tribolayer*. A amostra obtida na região com alta concentração dos elementos enxofre e manganês, Fig. 4.13 e 4.14, foi observada no TEM (Jeol JEM 2100 HTP) e é exibida na Figura 5.41.

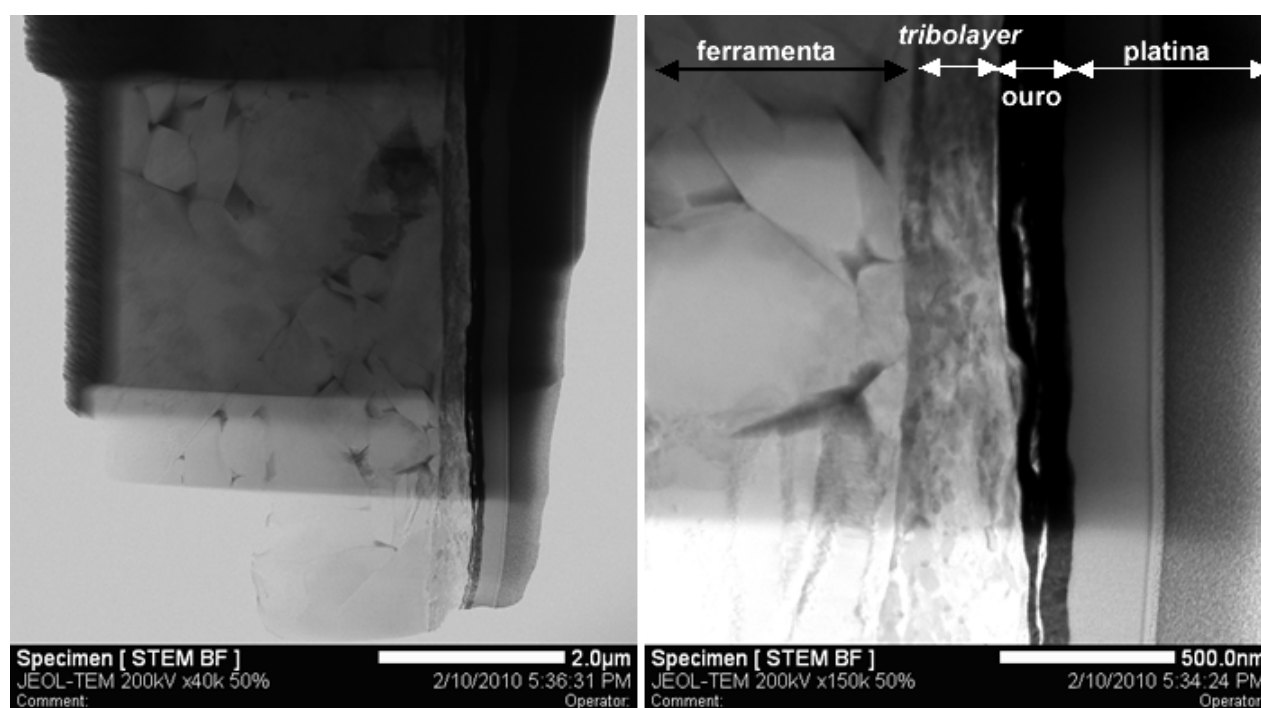


Figure 5.41 – (a) Imagem de STEM da seção transversal da *tribolayer* no gume da ferramenta à base de β - Si_3N_4 . (b) Imagem da *tribolayer* em (a) ampliada.

Com base na análise da Figura 5.42, constata-se que a *tribolayer* apresenta uma morfologia heterogênea e espessura variável. O aspecto irregular da topografia do gume da ferramenta, observada na amostra de seção transversal, sugere uma remoção de material da superfície. Essa observação é coerente com os desgastes verificados, por meio da microscopia eletrônica de varredura, no flanco da ferramenta de corte, Fig. 5.18 e 5.19.

Uma análise mais detalhada da microestrutura, Fig. 5.43, revela uma *tribolayer* formada por diferentes materiais intensamente deformados e com forma indefinida. Partículas esféricas, indicadas na Figura 5.43(b) pelo número 1, são vistas no interior da *tribolayer*.

Padrões de difração de elétrons de área selecionada (SAED) obtidos na *tribolayer* são apresentados nas Figuras 5.44 e 5.45. As reflexões dos múltiplos grãos formam *spots* arranjados

ao longo de anéis descontínuos. Esses padrões de difração sugerem que a *tribolayer* é formada por uma estrutura policristalina sem relação de orientação entre os grãos, o que é confirmado pela imagem de alta resolução, Fig. 5.46(a). A indexação dos padrões de difração de elétrons, Apêndice E, mostra que a microestrutura da *tribolayer* é formada principalmente por MnS orientados em diferentes direções. Outros materiais podem fazer parte da *tribolayer*, porém em quantidade bem menor, haja vista que vários *spots* não foram identificados nos SAED. Além disso, materiais amorfos não aparecem no padrão de difração de elétrons na forma de *spots*. Detalhes da identificação e indexação desses padrões são apresentados nos Apêndices E1, E2 e E3.

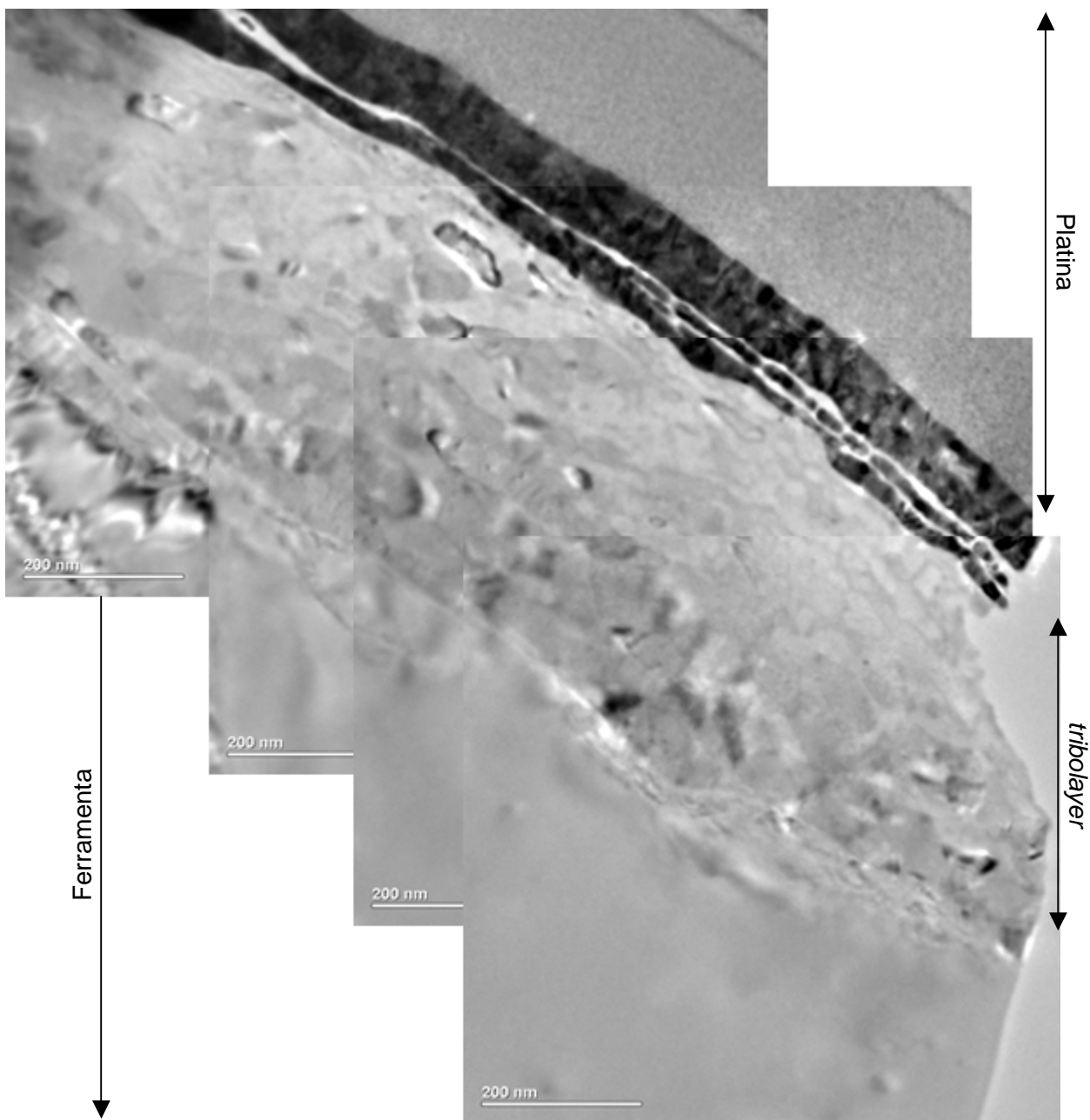


Figura 5.42 – Imagem de campo claro (BF) da seção-transversal da *tribolayer* sobre o gume da ferramenta de corte à base de β -Si₃N₄.

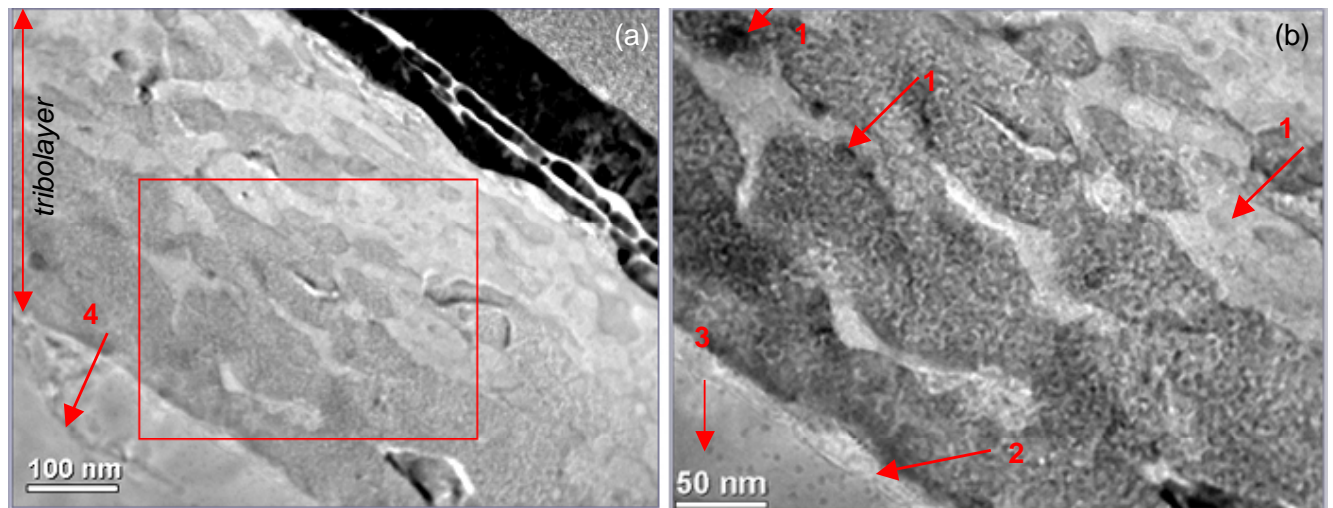


Figura 5.43 – (a) Imagem de campo claro (BF) da seção transversal da *tribolayer* sobre o gume da ferramenta de corte à base de β - Si_3N_4 . (b) imagem ampliada da área indicada em (a) pelo quadrado.

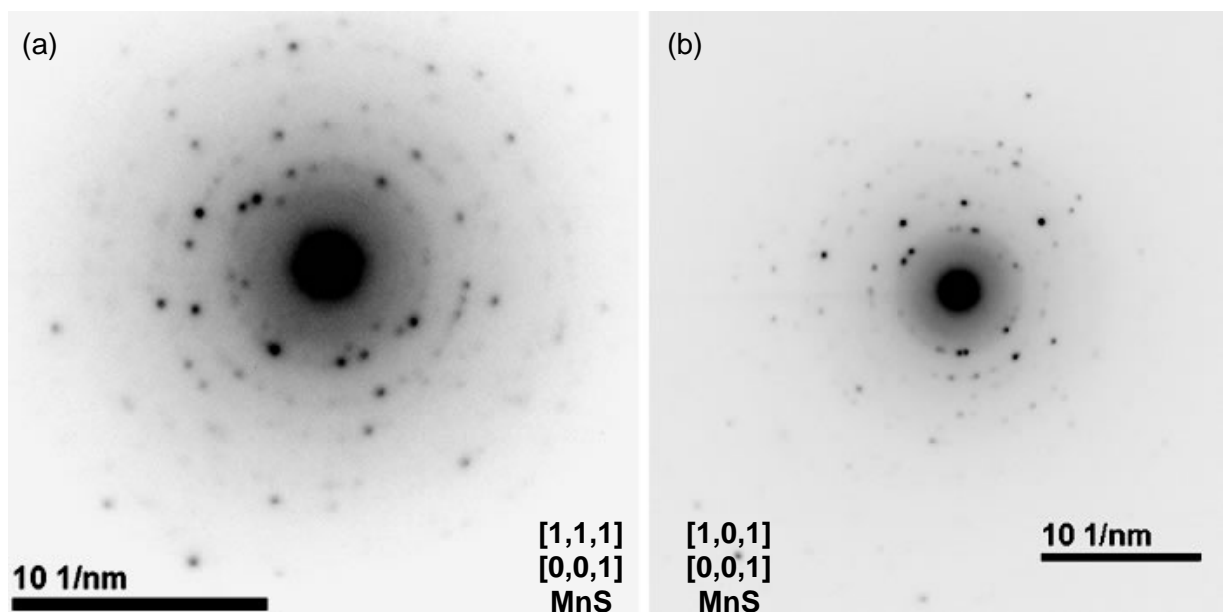


Figura 5.44 - Padrão de difração de elétrons - SAED obtido na *tribolayer* desenvolvida na usinagem do ferro fundido cinzento a $700 \text{ m} \cdot \text{min}^{-1}$.

A *tribolayer* é formada por uma “matriz” de material de coloração escura e por um material de coloração clara intensamente deformado no seu interior, Fig. 5.43(b). A transformada de Fourier, Fig. 5.46(b), correspondente à imagem de HRTEM selecionada na área de coloração escura, Fig. 5.46(a), é formada por *spots* e anéis difusos. Tal configuração sugere que a área mostrada na Figura 5.46(a) é formada por materiais cristalino e amorfo, o que é confirmado pela correspondente imagem de HRTEM, Fig. 5.46(a). A indexação da transformada de Fourier, Fig. 5.46(b), revela que a microestrutura apresentada na Figura 5.46(a) é formada principalmente por

MnS, orientado segundo o eixo de zona $[1,0,2]$, e material amorfo. Detalhes da identificação e indexação dessa transformada de Fourier são descritos no Apêndice E3.

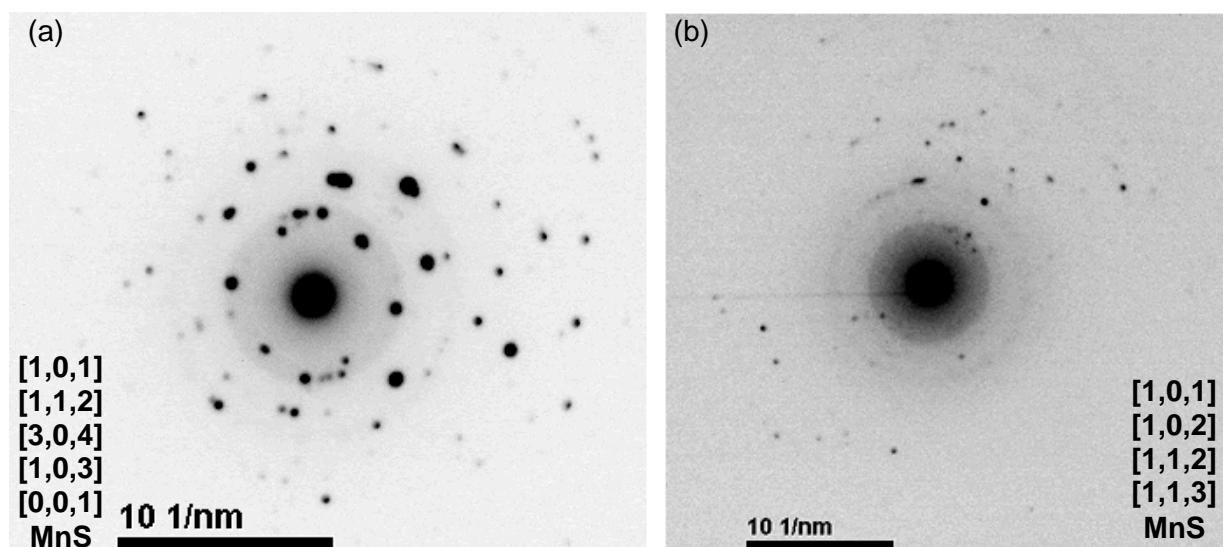


Figura 5.45 - Padrão de difração de elétrons - SAED obtido na *tribolayer* desenvolvida na usinagem do ferro fundido cinzento a $700 \text{ m} \cdot \text{min}^{-1}$.

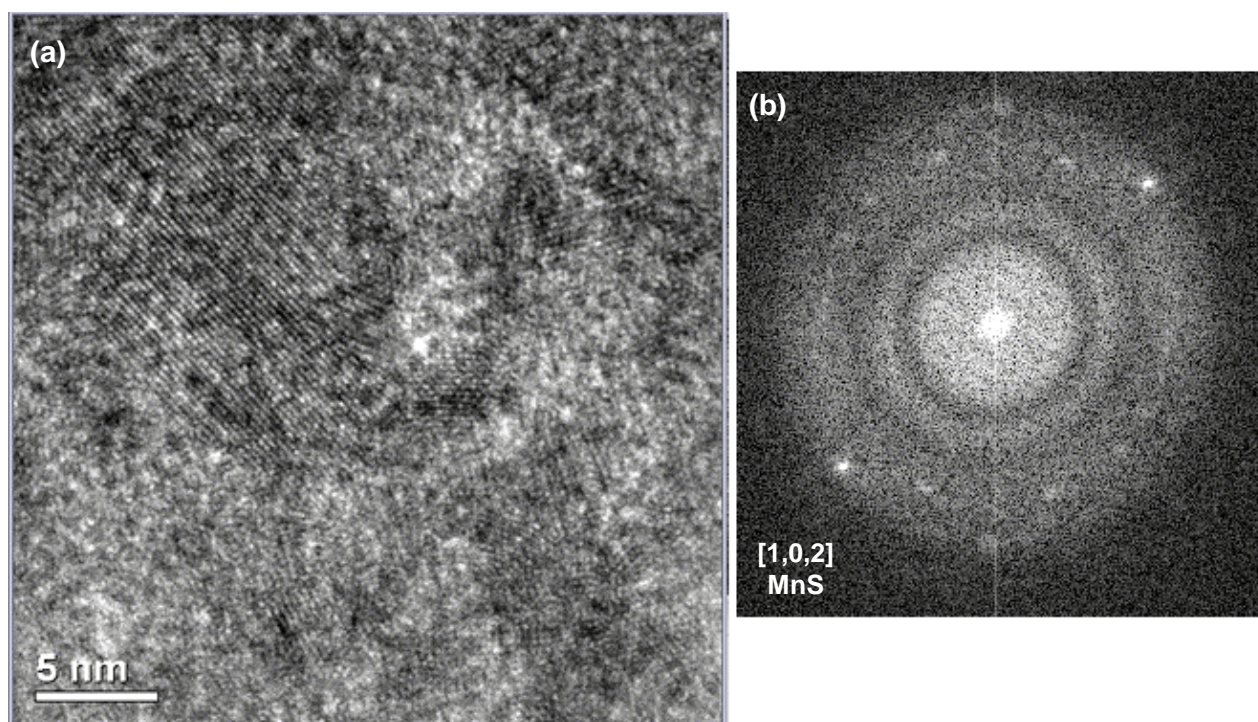


Figura 5.46 - (a) imagem de HRTEM da *tribolayer* e a correspondente transformada de Fourier (b).

A *tribolayer* é o resultado da interação física e/ou química do material da ferramenta com o material da peça/cavaco. A seguir serão exibidas imagens dessas interações. A Figura 5.47 mostra a localização das duas áreas selecionadas para análise em maior ampliação. A região

compreendida pelo quadrado à esquerda foi selecionada devido à presença de áreas circulares “escuras” no interior da ferramenta. A região compreendida pelo retângulo à direita foi selecionada devido à presença de uma espessa camada entre a ferramenta e a *tribolayer*, e devido à intensa alteração física do material da ferramenta próximo à superfície.

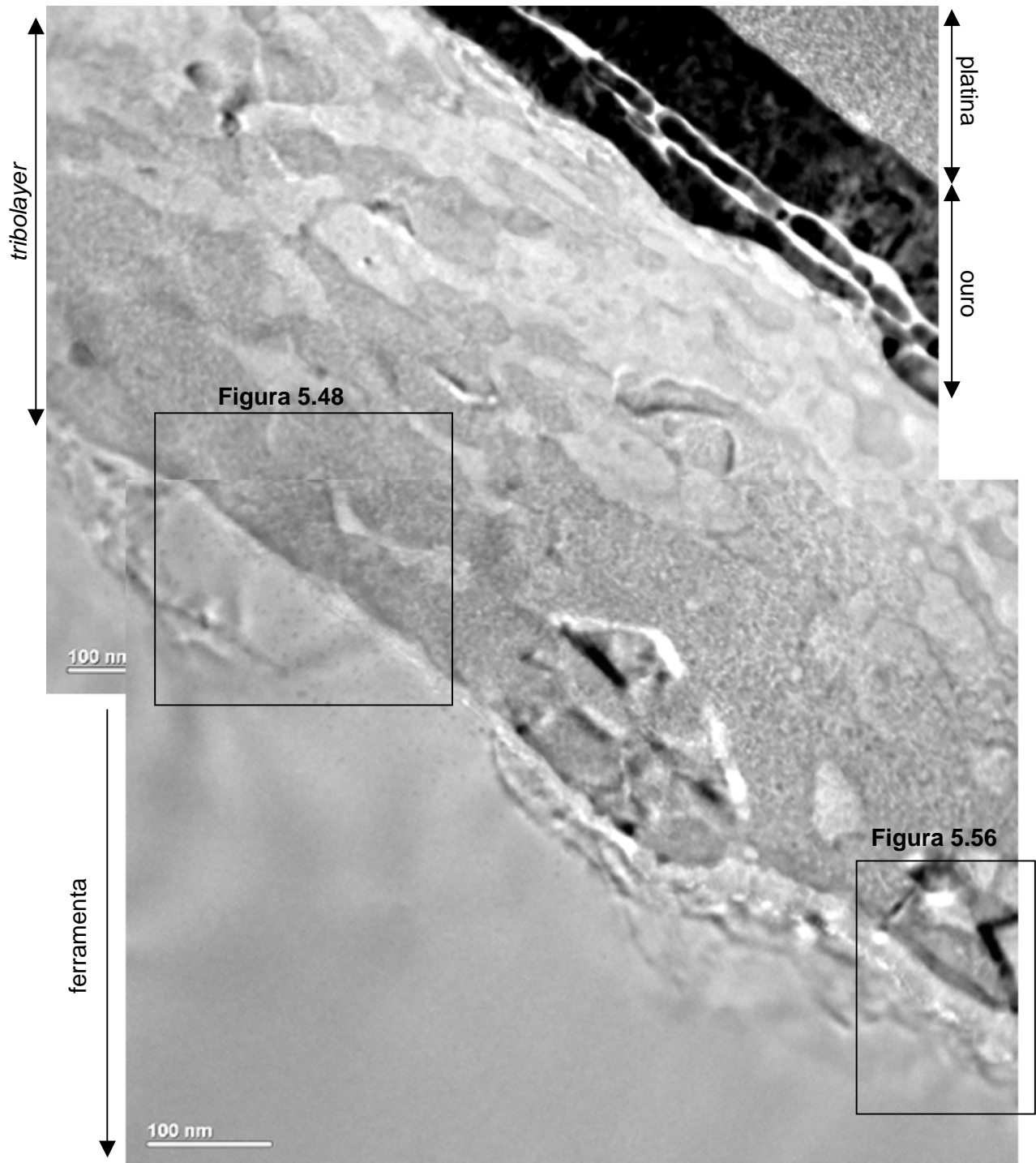


Figura 5.47 – Indicação das regiões selecionadas na amostra de seção transversal para ampliação.

No interior da ferramenta, próximo à superfície, áreas circulares “escuras” com diâmetro médio de 4,5 nm e com aspecto diferente do β - Si_3N_4 observado na Figura 5.13 são indicadas na Figura 5.43(b) e na Figura 5.48 pelo número 3. A 56 nm da superfície da ferramenta, uma área maior dessa alteração é observada na Figura 5.48. Seu aspecto indica que ilhas, inicialmente circulares, cresceram e se uniram dando origem a uma área com formato alongado com, aproximadamente, 8 nm de largura. Em virtude das dimensões dessas áreas, não foi possível realizar análise química e caracterização estrutural dadas as limitações do microscópio eletrônico de transmissão Jeol JEM 2100 HTP. Dessa forma, não é possível afirmar, a partir dos dados obtidos, se as referidas áreas escuras são alterações microestruturais resultantes das condições de temperatura e pressão desenvolvidas na superfície da ferramenta durante o processo de usinagem, ou se tais áreas correspondem à difusão de material da peça no interior da ferramenta.

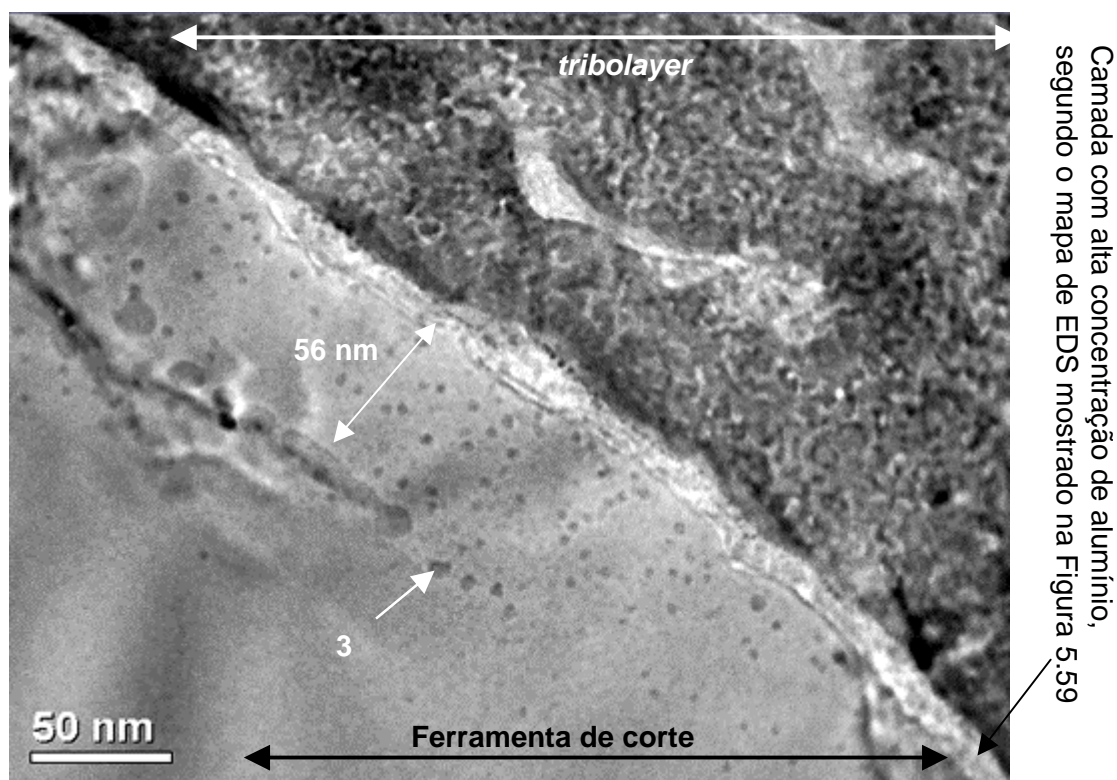


Figura 5.48 – Imagem de seção transversal da interface *tribolayer* - ferramenta de corte à base de β - Si_3N_4 mostrando detalhes da microestrutura da *tribolayer* e das alterações microestruturais no interior da ferramenta.

Outras alterações no interior da ferramenta, também com formato circular, porém com aspecto diferente das áreas observadas na Figura 5.48, são vistas na Figura 5.49. Imagens de HRTEM dessas áreas e as suas correspondentes transformadas de Fourier são evidenciadas nas Figuras 5.50 e 5.51. Da análise das transformadas de Fourier das imagens de HRTEM, é possível identificar apenas os *spots* referentes à difração do β - Si_3N_4 orientado segundo o eixo de zona indicados nas figuras. As transformadas de Fourier ainda mostram a presença de material amorfo.

Na Figura 5.50 e 5.49, verifica-se claramente que o material amorfo é formado a partir do β - Si_3N_4 . Entretanto, a partir dos dados obtidos, não é possível afirmar se o material formado é SiO_2 , SiO_xN_y ou Si_3N_4 amorfo. Detalhes da identificação e indexação das transformadas de Fourier são apresentados nos Apêndices E4, E5, E6 e E7.

Imagens de HRTEM dessas áreas, ao longo da espessura, podem ser visualizadas no Apêndice D2. Essas áreas, nas Figuras 5.49, 5.50 e 5.51, aparecem como ilhas isoladas no interior do material da ferramenta sem contato com a superfície. Todavia, o mapeamento no Apêndice D2 aponta que tais ilhas entram em contato com a superfície por meio de “caminhos”. Entenda-se por “caminhos” áreas de material também alteradas, contudo sem formato circular. Esses “caminhos” podem indicar perda de nitrogênio ou infiltração de oxigênio ou ambos. Devido às dimensões dessas áreas, não foi possível realizar análise química e caracterização estrutural dadas as limitações do microscópio eletrônico de transmissão Jeol JEM 2100 HTP.

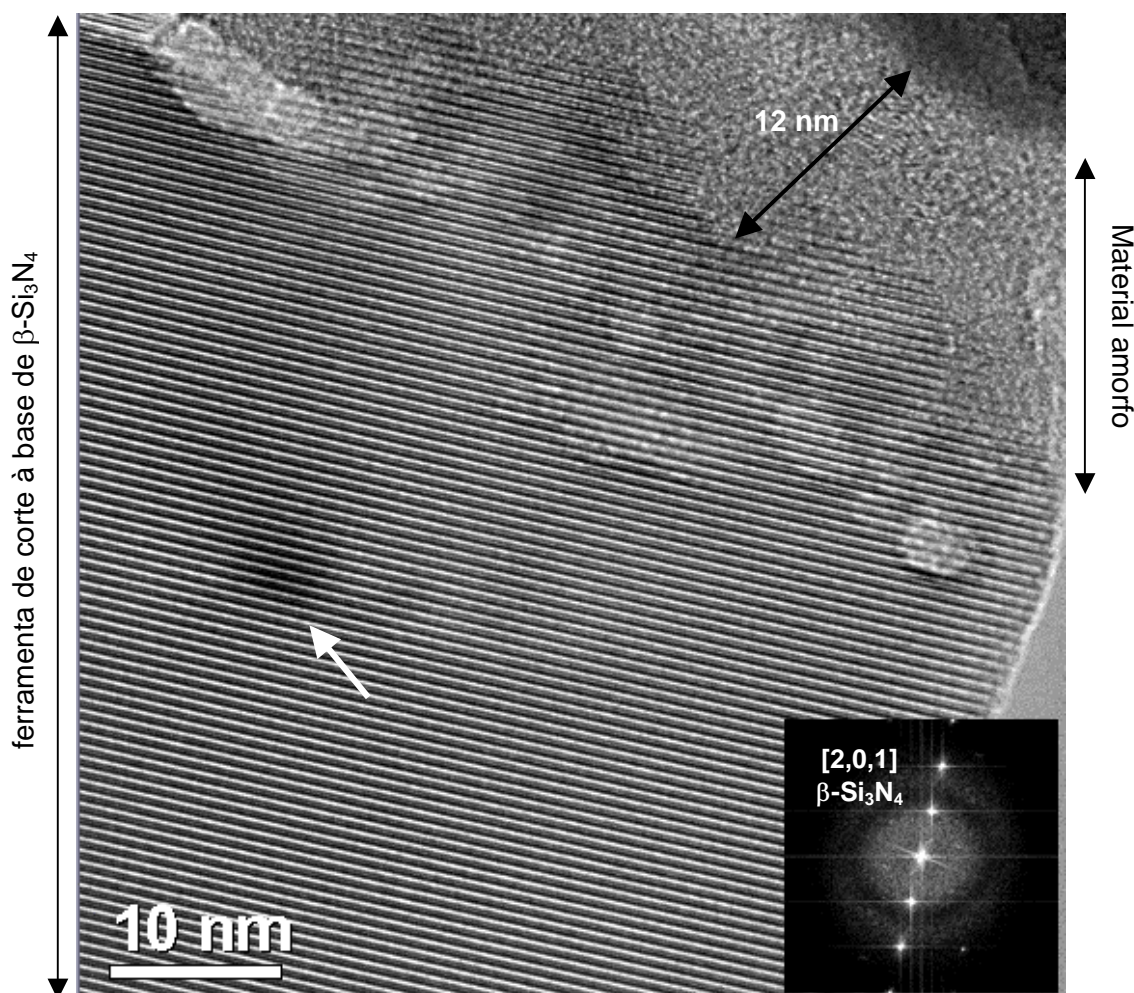


Figura 5.49 - Imagem de HRTEM da seção transversal do gume da ferramenta de corte à base de β - Si_3N_4 mostrando as alterações do material no interior e na superfície da ferramenta e a correspondente transformada de Fourier. A flecha indica a região amorfizada pelo feixe de íons de gálio usado na preparação da amostra.

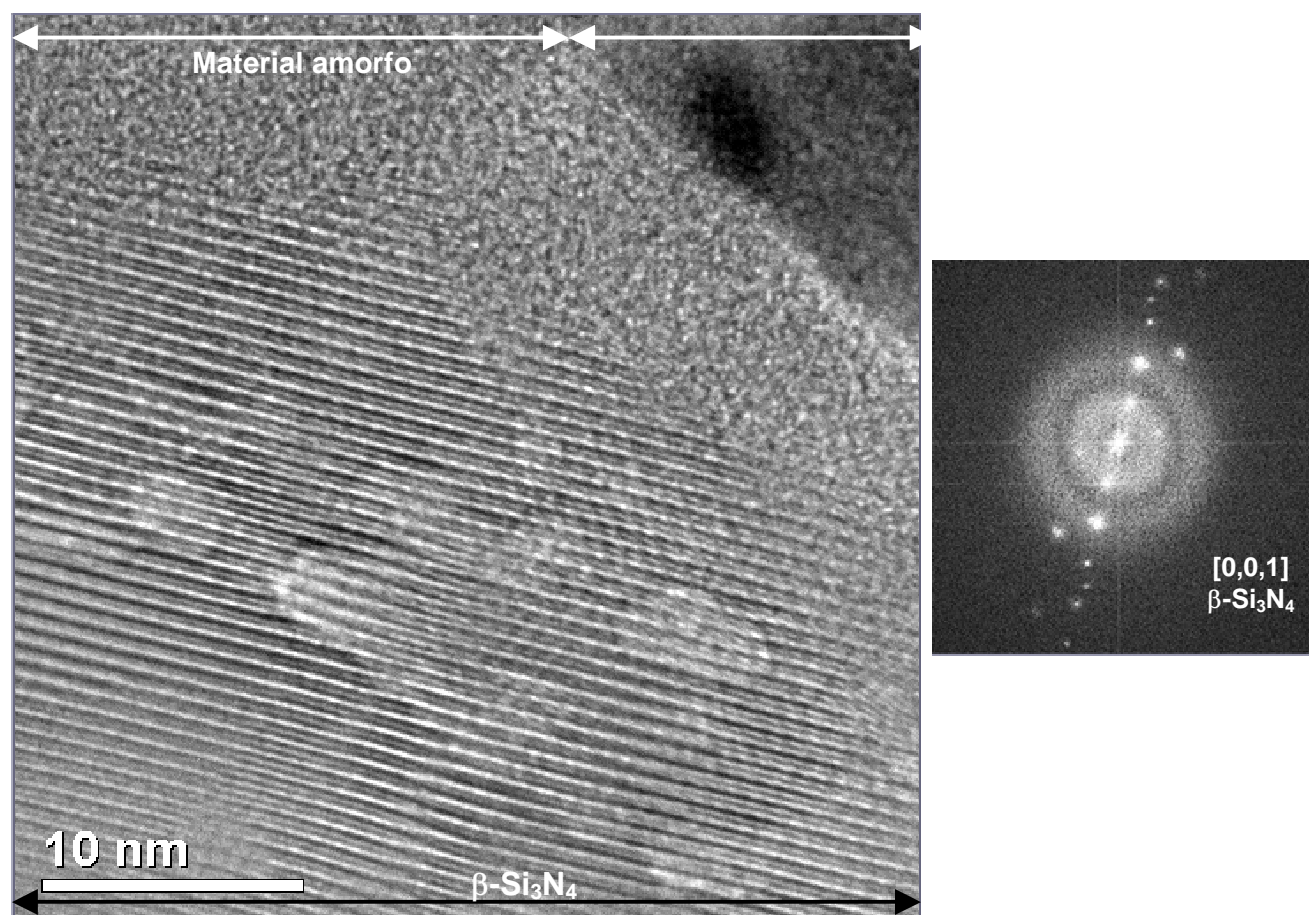


Figura 5.50 - Imagem de HRTEM da seção transversal do gume da ferramenta à base de $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$ mostrando as alterações do material no interior e na região adjacente à superfície da ferramenta e a transformada de Fourier da área correspondente.

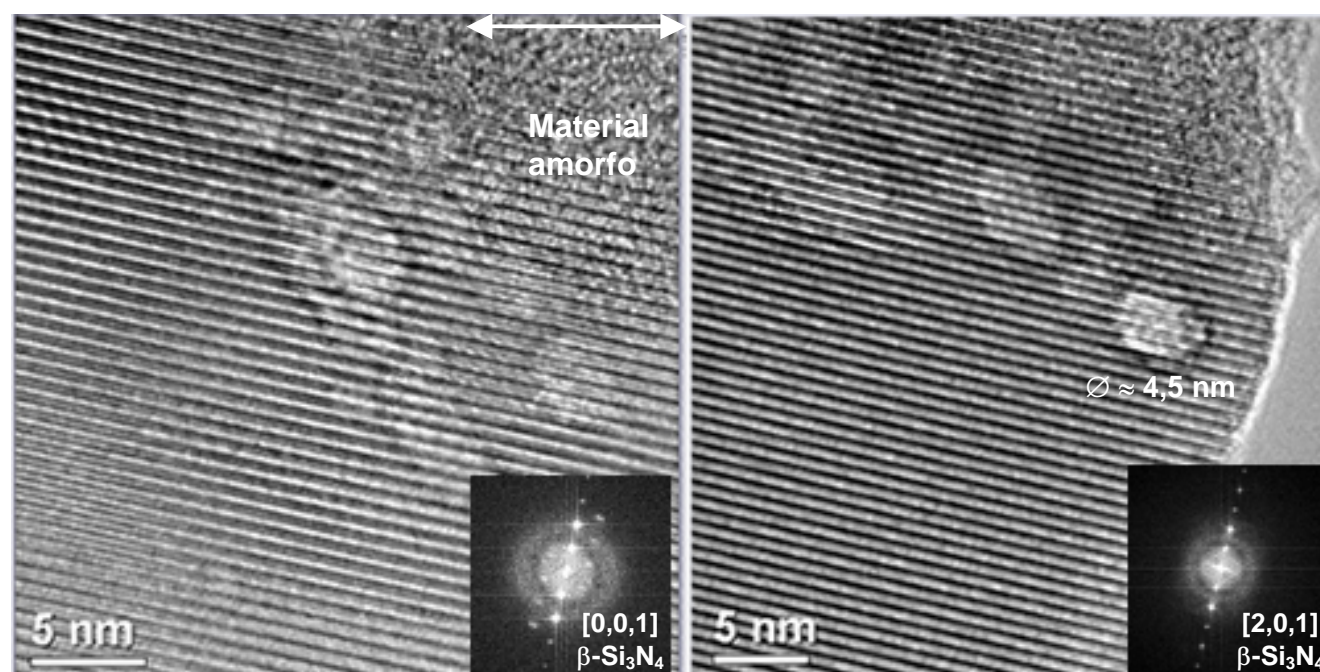


Figura 5.51 - Imagem de HRTEM da seção transversal do gume da ferramenta de corte à base de $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$ mostrando as alterações do material no interior da ferramenta e as correspondentes transformadas de Fourier.

A Figura 5.52(a) apresenta detalhes da região amorfizada que evoluiu até entrar em contato com a “ilha” de material alterado no interior do material da ferramenta, anteriormente mostrada isoladamente nas Figuras 5.50 e 5.51. Da análise da transformada de Fourier, Figura 5.52(b), é possível identificar apenas os *spots* referentes à difração do β - Si_3N_4 orientado segundo o eixo de zona $[0,0,1]$. O anel difuso na transformada de Fourier sugere a presença de material amorfo. Essa observação é confirmada pela correspondente imagem de alta resolução – HRTEM, Figura 5.52(a). Detalhes da identificação e indexação das transformadas de Fourier são exibidos no Apêndice E8.

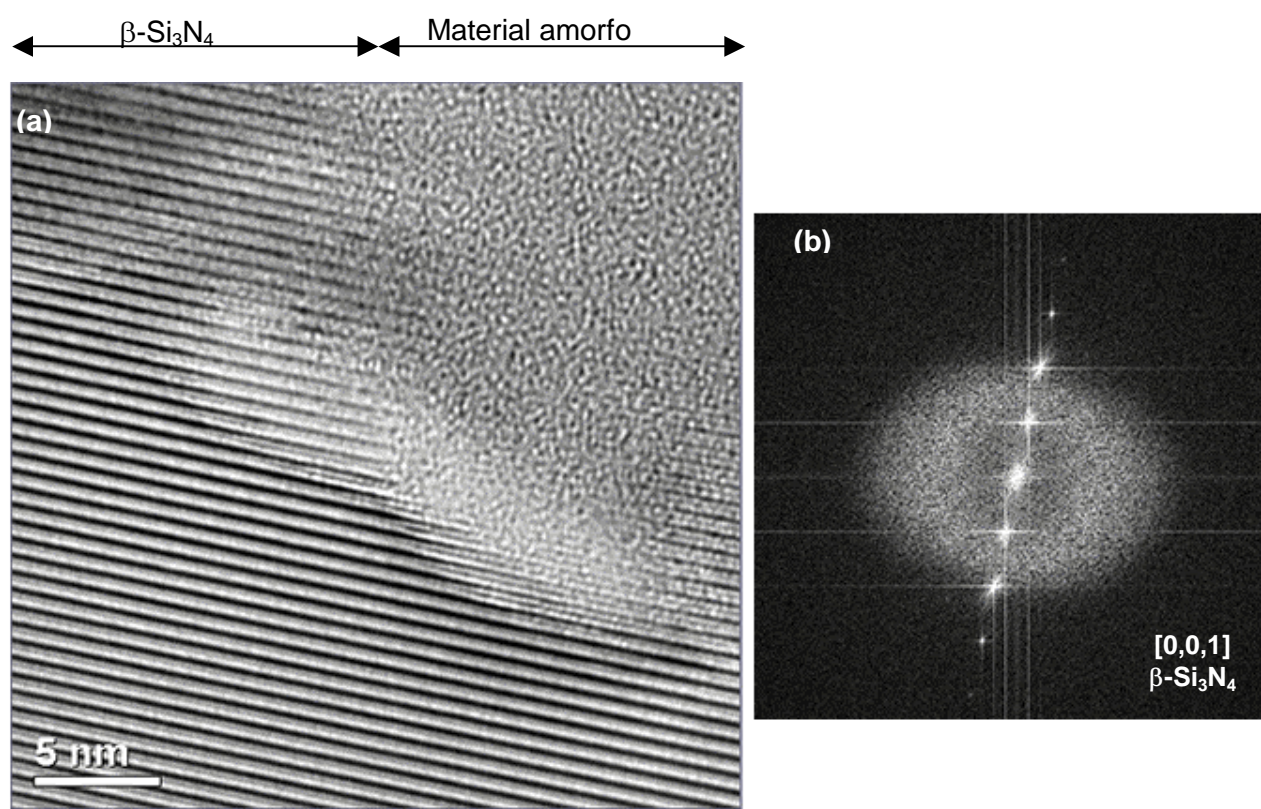


Figura 5.52 - (a) Imagem em alta resolução - HRTEM das transformações na superfície do β - Si_3N_4 . Essa imagem foi obtida na região indicada na Figura 5.57 pelo número 4.
(b) Correspondente transformada de Fourier.

Alguns cuidados devem ser tomados durante a análise das imagens. Nas Figuras 5.49 e 5.53, as regiões escuras indicadas pelas flechas são possivelmente áreas amorfizadas pelo feixe de íons de gálio empregado na preparação da amostra, item 4.5.1. A presença de material amorfo nessas imagens é confirmada pela transformada de Fourier junto às referidas imagens e mostradas em detalhes nos Apêndices E4, E9 e E10. O padrão de difração de elétrons das imagens de HRTEM ilustradas na Figura 5.53 é apresentado na Figura 5.54 e refere-se ao β - Si_3N_4 orientado segundo o eixo de zona $[4,2,1]$.

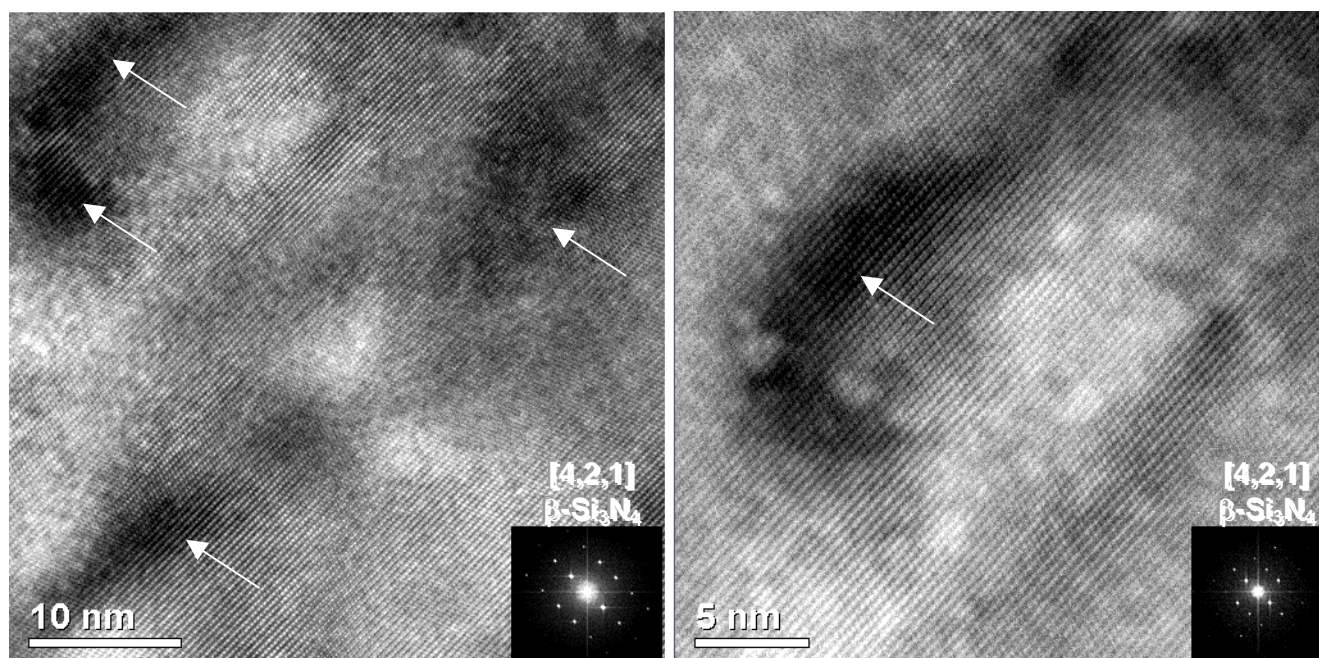


Figura 5.53 - Imagem de HRTEM de um *whisker* de $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$, próximo à superfície da ferramenta de corte, orientado segundo o eixo de zona $[4,2,1]$ e as correspondentes transformadas de Fourier.

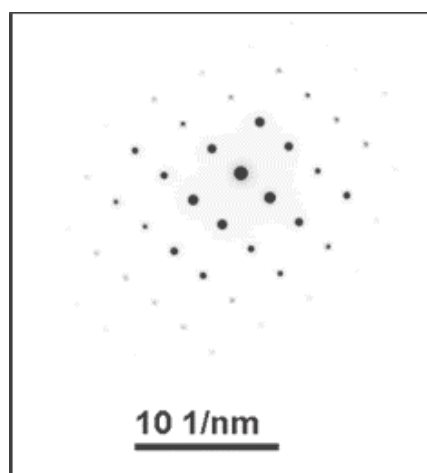


Figura 5.54 – Padrão de difração de elétrons das imagens de HRTEM mostradas na Figura 5.53 correspondendo ao $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$ orientado segundo o eixo de zona $[4,2,1]$.

Da análise da Figura 5.42, observa-se que o termo “interface *tribolayer* – ferramenta” não se aplica à amostra obtida na região com alta concentração dos elementos enxofre e manganês na superfície da ferramenta empregada na usinagem a 700 m.min^{-1} . Isto porque não existe uma transição definida entre a *tribolayer* e a ferramenta. O material próximo à superfície da ferramenta apresenta-se gradativamente alterado, química e fisicamente, passando a fazer parte da *tribolayer*. A Figura 5.55 indica a região ampliada na Figura 5.56 onde essas alterações são claramente visualizadas.

Na região afastada a ≈ 70 nm da “superfície” da ferramenta, áreas circulares com um diâmetro de $\approx 4,5$ nm são encontradas, Fig. 5.56. Imagens em alta resolução dessas áreas são apresentadas nas Figuras 5.50, 5.51 e 5.49. A palavra “superfície” está entre aspas, pois não é possível definir claramente o início da superfície da ferramenta.

Numa região mais próxima à superfície, o material da ferramenta encontra-se intensamente alterado fisicamente. Alterações resultantes de reações químicas também são vistas na região adjacente à camada de material que suporta a *tribolayer*. Essas alterações são observadas em detalhe na Figura 5.56.

Entre a ferramenta e a *tribolayer*, uma camada de material de coloração clara e com espessura média de 30 nm, indicada na Figura 5.43(b) pelo número 2, pode ser evidenciada na Figura 5.56(a) e (b). No interior dessa camada, partículas são observadas. Áreas circulares escuras com um diâmetro de ≈ 3 nm são verificadas na região que entra em contato com a *tribolayer*. Tais áreas são melhor visualizadas na Figura 5.56(b) e estão indicadas pela referência numérica [1]. As referidas áreas circulares escuras também são observadas na Figura 5.57(b). Devido à dimensão dessas áreas circulares escuras e das partículas, não foi possível obter o padrão de difração (por meio da difração de elétrons de área selecionada) e nem realizar análise química pontual por EDS.

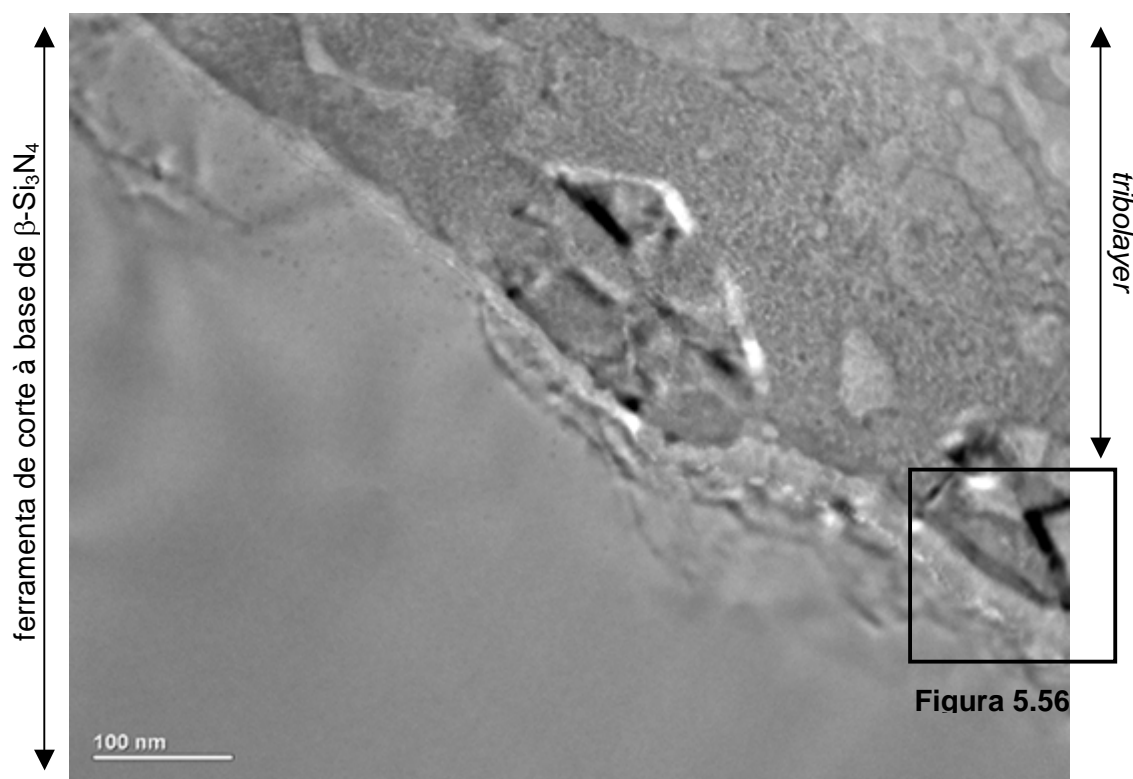


Figura 5.55 - Imagem de campo claro (BF) da região compreendida pela: *tribolayer*, ferramenta de corte à base de β -Si₃N₄ e a região de transição. O quadrado mostra a região ampliada na Figura 5.56.

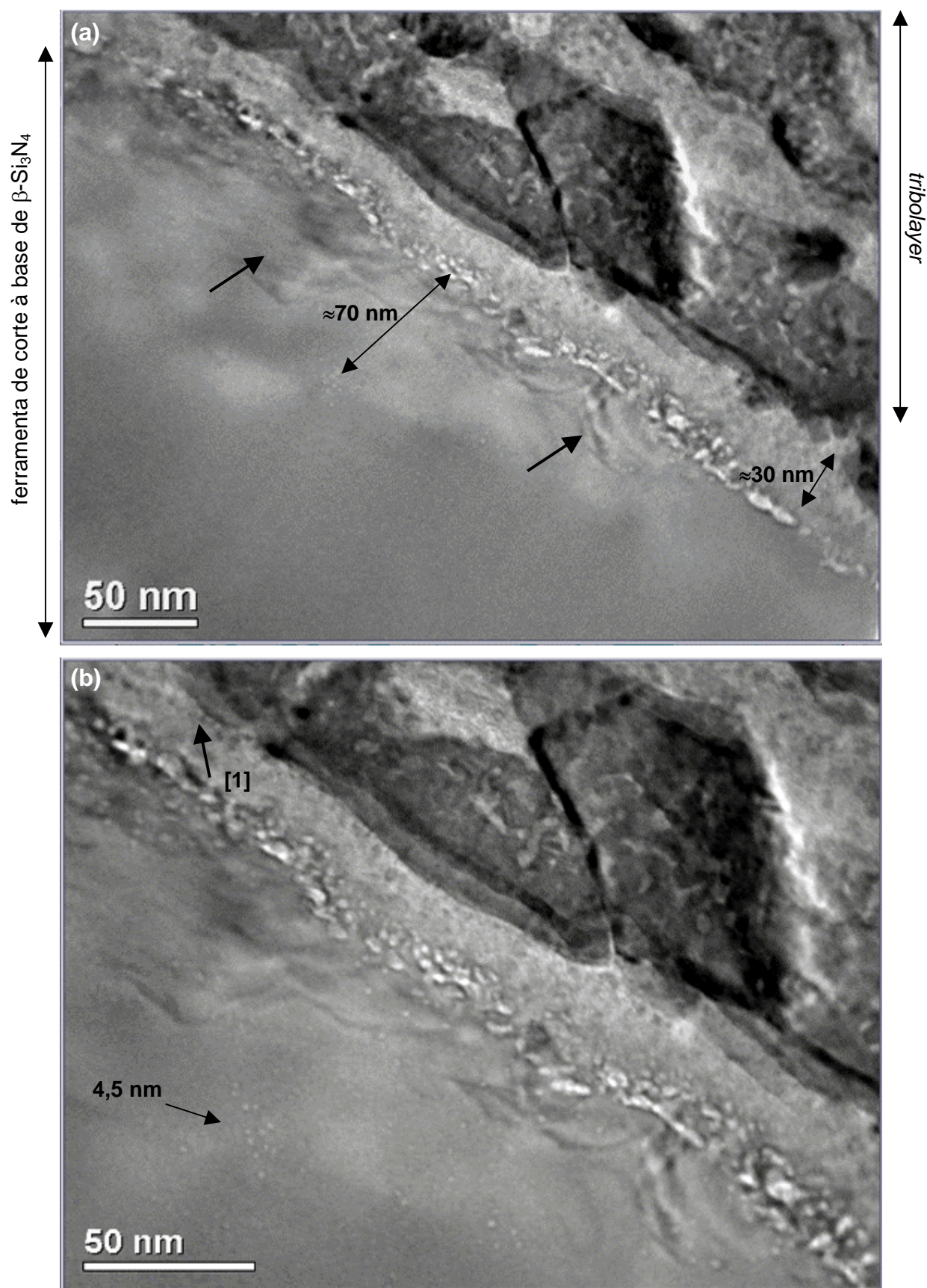


Figura 5.56 – (a) Integridade da ferramenta na região adjacente à região de transição entre a *tribolayer* e a ferramenta. (b) Imagem ampliada da região de transição *tribolayer* - ferramenta.

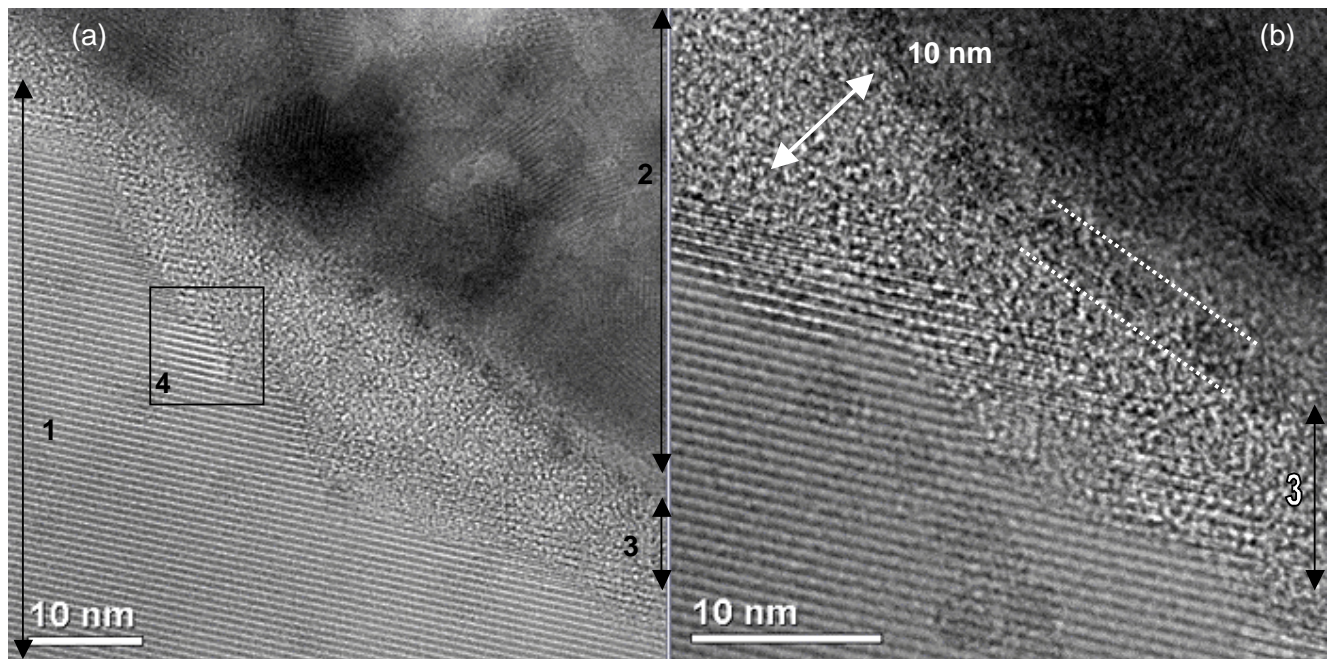


Figura 5.57 – (a) Imagem de HRTEM da interface ferramenta de corte à base de $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$ (1) – *tribolayer* (2). (b) Imagem ampliada da fase amorfa (3) entre o $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$ (1) e a *tribolayer* (2).

Além da alteração da região próxima à superfície da ferramenta observada melhor nas Figuras 5.56 e 5.57, da análise da integridade da superfície da ferramenta, é possível perceber trincas indicadas na Figura 5.43(a) pelo número 4. Outras alterações são mostradas na Figura 5.58. Trinca, Fig. 5.58(a), e “defeitos” no interior de um *whisker* de $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$, Figuras 5.58(b), são constatados na região próxima à superfície da ferramenta de corte e são apontados na Figura 5.58 por meio de flechas.

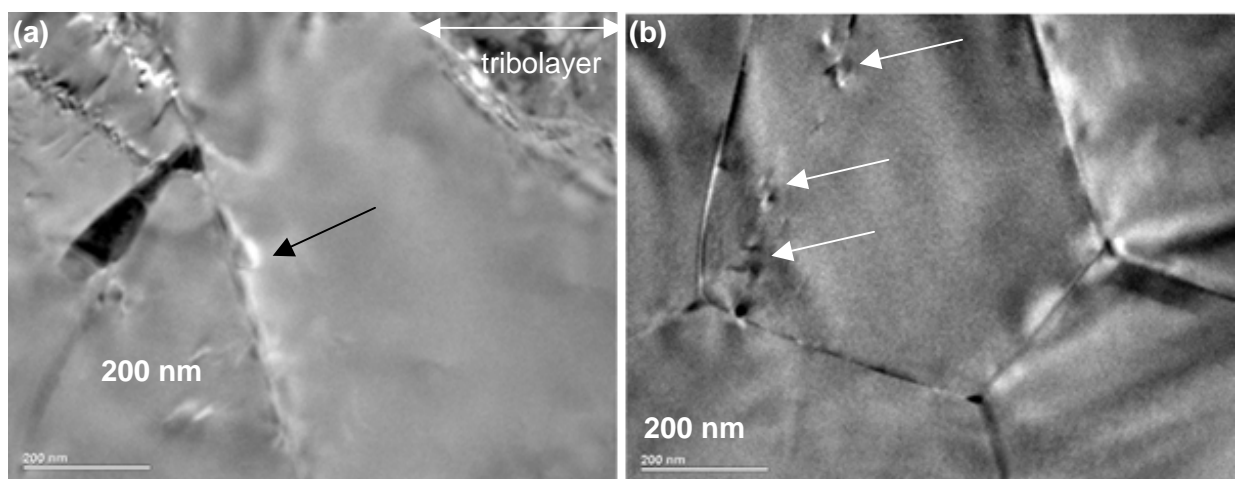


Figura 5.58 – Trinca (a) e “defeitos” no interior de um *whisker* de $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$ (b) na região próxima à superfície da ferramenta de corte.

A distribuição dos elementos químicos na amostra de seção transversal à superfície da ferramenta é apresentada na Figura 5.59. A região na amostra de TEM, Fig. 5.41, correspondente ao mapeamento dos elementos químicos, é indicada pelo quadrado em pontilhado na Figura 5.60. Os quadrados em preto mostram as áreas referentes às Figuras 5.48 e 5.56, descritas anteriormente. A análise química não abrangeu as imagens destacadas nas Figuras 5.49 e 5.56. O quadrado em pontilhado na Figura 5.59 indica a região correspondente à Figura 5.48.

Conforme por ser verificado na Figura 5.41(a), a amostra preparada por FIB, item 4.5.1, tem três espessuras. A região mais fina, localizada na parte mais externa (evidenciada na Figura 5.60 pela letra “b”), é mais apropriada para a obtenção de imagens. A região intermediária (indicada na Figura 5.60 pela letra “a”) é um pouco mais espessa e apropriada para análise química e difração de elétrons. A fim de associar as imagens com as informações de composição química, os mapas, Fig. 5.59, foram gerados na região mais fina da amostra, expressa na Figura 5.60 pelo quadrado em pontilhado.

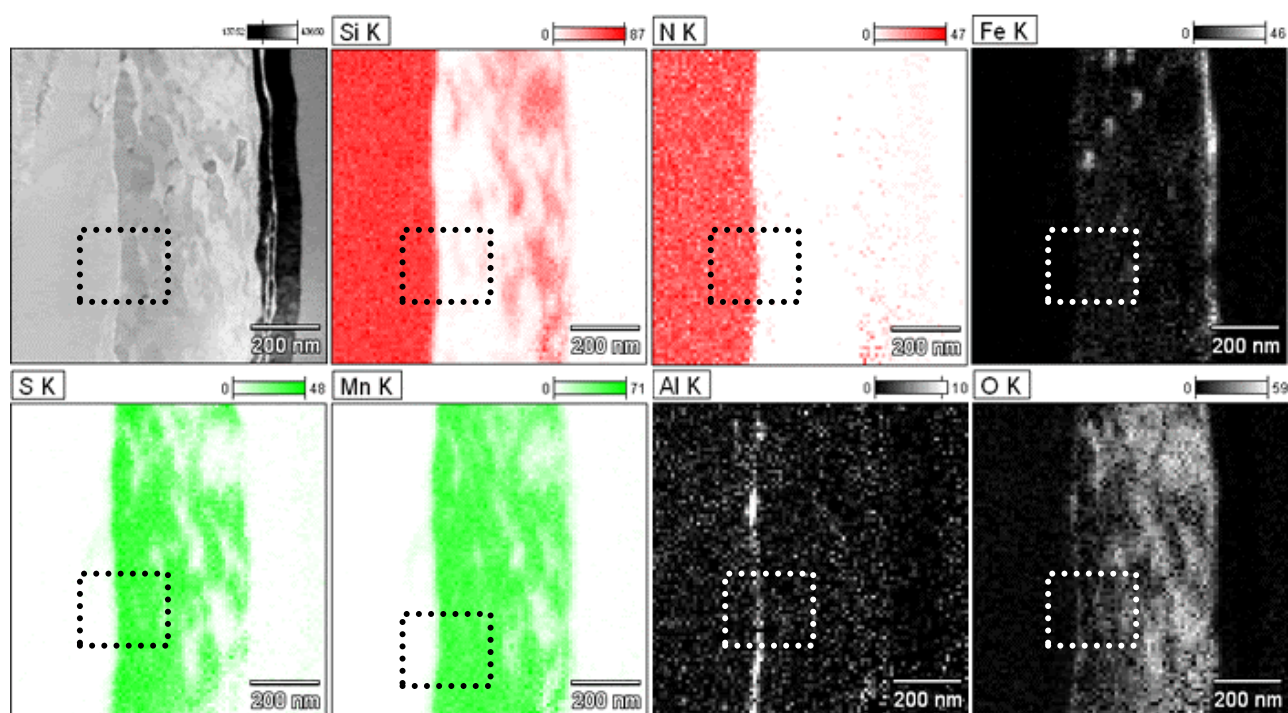


Figure 5.59 – Mapas de STEM/EDS em peso% da amostra de seção transversal da *tribolayer* na superfície da ferramenta.

A amostra obtida na região com alta concentração dos elementos enxofre e manganês, Fig. 4.13 e 4.14, é formada por três regiões. Um substrato – ferramenta, constituído pelos elementos Si e N combinados na forma de $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$, conforme caracterização apresentada no item 5.2. Por uma *tribolayer* formada pelos elementos Si, Fe, S, Mn e O, distribuídos conforme mostrado na Figura 5.59. E por uma região de transição. Pode-se sugerir, da análise dos mapas STEM/EDS,

Fig. 5.59, que os elementos S e Mn estão combinados na forma de MnS , material proveniente das inclusões de MnS presentes no material da peça, Figura 5.8. Essa afirmação é suportada pelos padrões de difração de elétrons obtidos na *tribolayer*, Figuras 5.44 e 5.45. Os elementos Si e O podem estar combinados na forma de SiO_2 , resultante da oxidação da superfície da ferramenta, como sugerem as Figuras 5.44 e 5.45.

Entre a *tribolayer* e a ferramenta, observa-se uma “espessa” camada formada pelos elementos Al e O, provavelmente combinados na forma de Al_2O_3 . O óxido de alumínio é o material usado no processo de sinterização da ferramenta e está presente entre os whiskers de $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$, segundo descrito na caracterização da ferramenta, item 5.2, e mostrado na Figura 5.13. A fim de observar melhor a distribuição do elemento alumínio na região de transição ferramenta - *tribolayer*, apenas a distribuição desse elemento, em peso atômico, é exibida na Figura 5.61. Observa-se novamente uma concentração do alumínio na região de transição, em acordo com as imagens obtidas no mapeamento por EDS, Fig. 5.59.

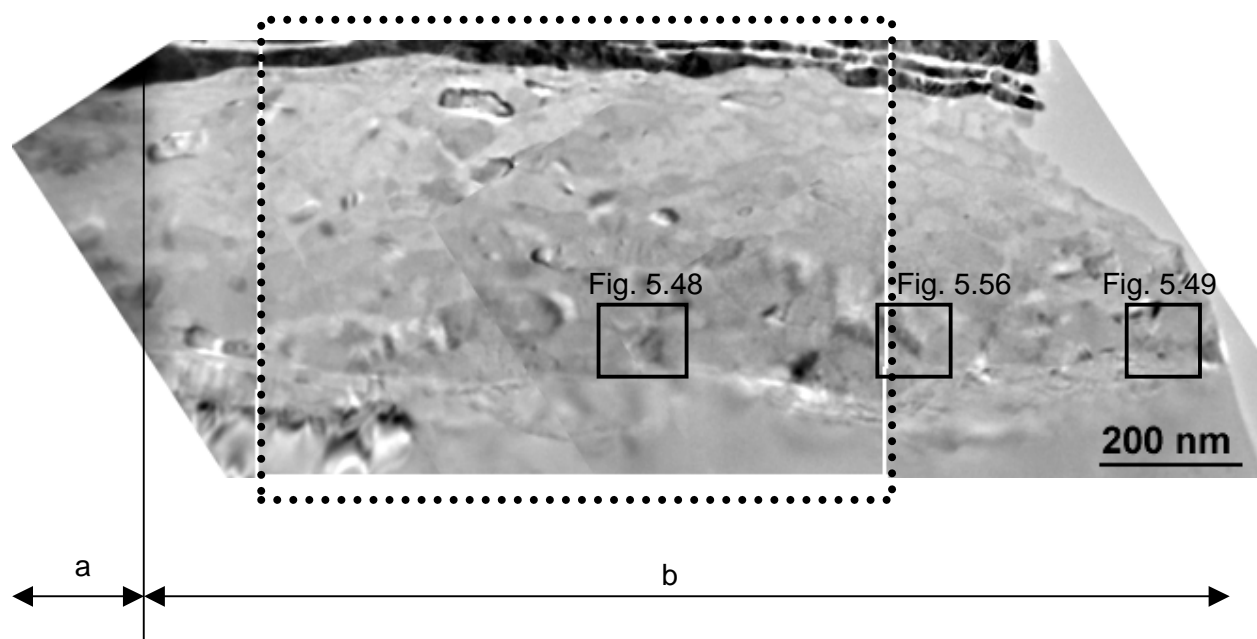


Figura 5.60 – Amostra de TEM indicando, por meio do retângulo em pontilhado, a região selecionada para o mapeamento dos elementos químicos apresentado na Figura 5.59. Os quadrados em preto mostram as regiões referentes às Figuras 5.48, 5.49 e 5.56. Os índices (a) e (b) indicam as regiões com diferentes espessuras.

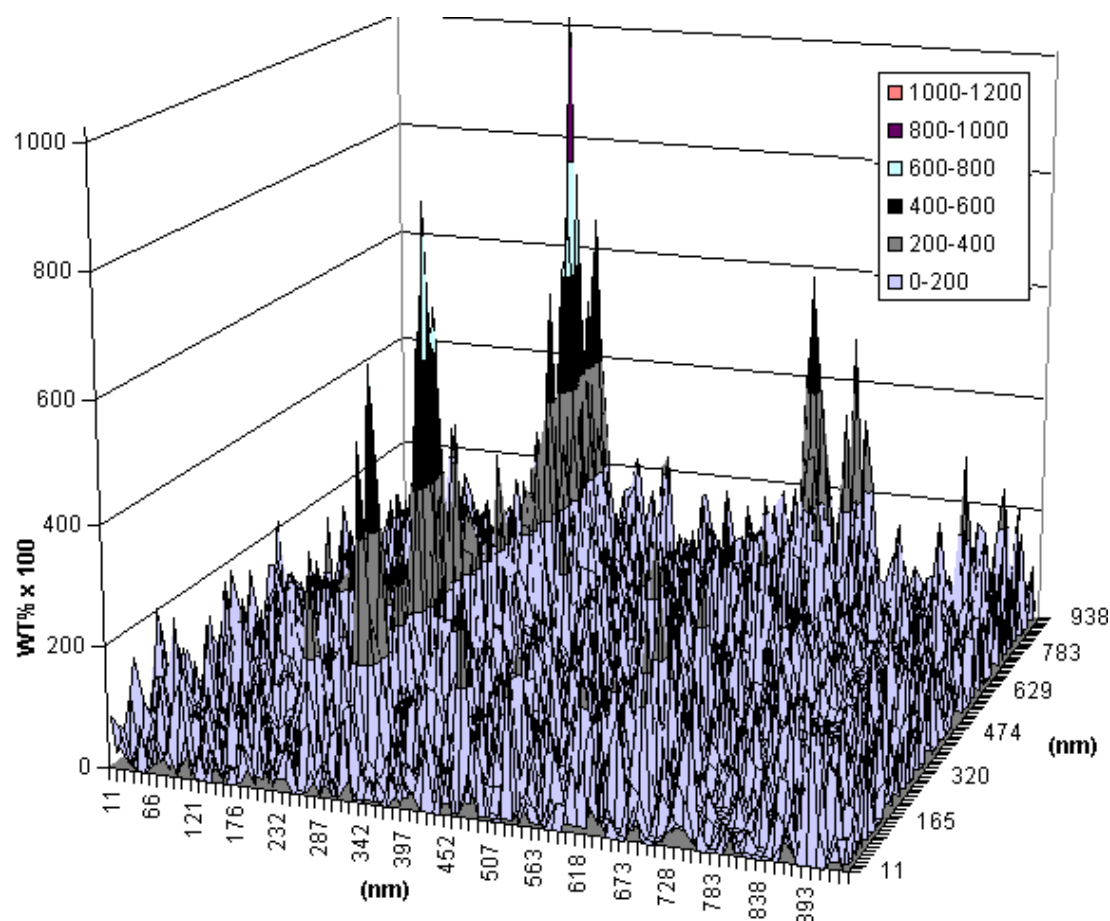


Figura 5.61 – Distribuição do elemento alumínio na área delimitada pelo quadrado em pontilhado indicado na Figura 5.60.

A distribuição dos elementos químicos ao longo da linha apontada na imagem contida na Figura 5.62 mostra uma região de transição entre a ferramenta e a *tribolayer* caracterizada pela redução gradativa dos elementos silício e nitrogênio, uma concentração dos elementos alumínio e oxigênio, e um aumento gradativo dos elementos enxofre e manganês. Na região referente à ferramenta, os elementos Si e N são encontrados em alta concentração. Conforme mencionado, esses elementos estão combinados na forma de $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$. Na *tribolayer*, o silício passa a ter um comportamento semelhante ao indicado pela linha que representa a distribuição em peso % do oxigênio, sugerindo a ligação de ambos os elementos na forma de SiO_2 . Na *tribolayer*, os elementos S e Mn apresentam uma distribuição semelhante, sugerindo estarem combinados na forma de MnS .

Destaca-se também o comportamento das curvas referentes aos elementos alumínio e oxigênio. A 10 nm observa-se um pico desses elementos na região localizada entre a ferramenta e a *tribolayer*, em acordo com o observado nas Figuras 5.59 e 5.61.

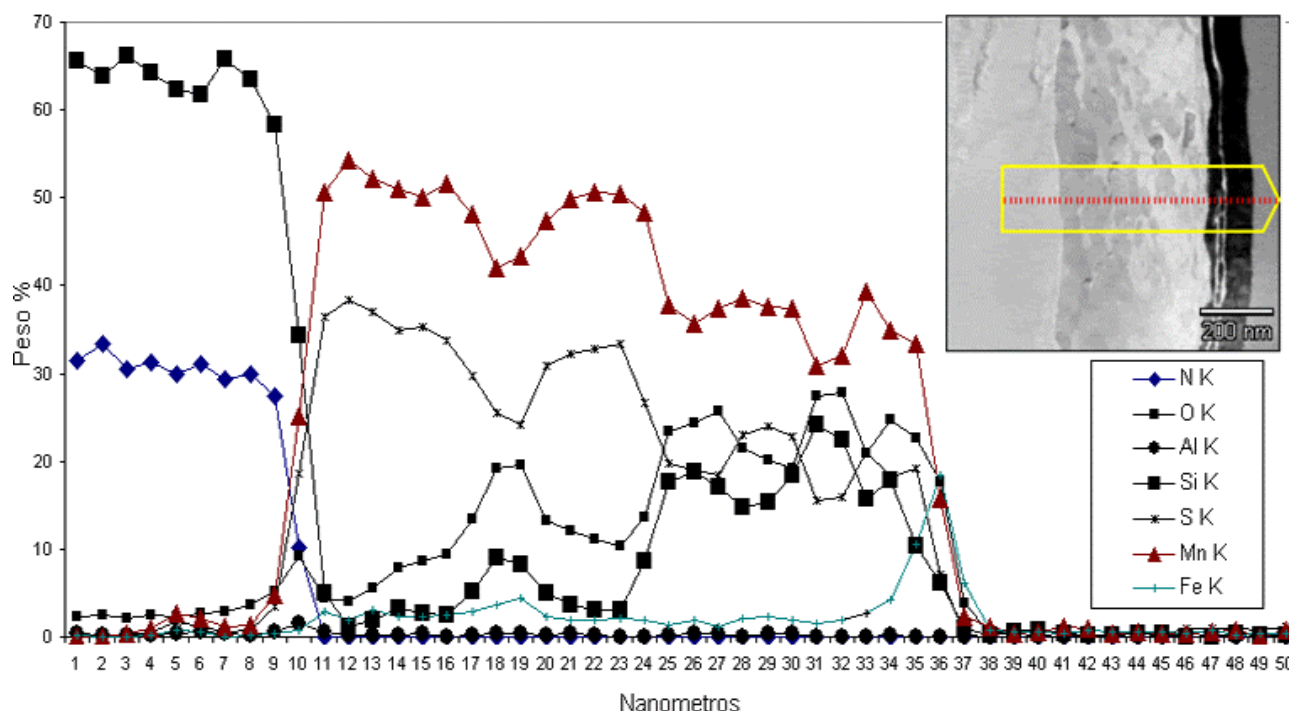


Figura 5.62 – Distribuição dos elementos químicos ao longo da linha indicada na imagem no canto superior direito.

Na literatura, *Capítulo 2*, é reportado que a redução do desgaste da ferramenta com o aumento da velocidade de corte é resultado da formação de uma camada de sulfeto de manganês sobre a ferramenta de corte. Com base nessas informações, foram preparadas por FIB, item 4.5.1, duas amostras obtidas em regiões com alta concentração dos elementos enxofre e manganês na superfície das ferramentas de corte empregadas na usinagem a 300 e 700 m.min⁻¹. Os resultados da caracterização dessas duas amostras foram apresentados nos itens 5.6.1 e 5.6.2.

Da análise da distribuição dos elementos químicos nas superfícies da pastilha à base de β - Si_3N_4 empregada na usinagem do ferro fundido cinzento FC 250 a 700 m.min⁻¹, verifica-se uma alta concentração do alumínio no gume.

Haja vista o reportado por Liu et al. 2002 e Yamane et al. (1987), uma amostra no gume da ferramenta com alta concentração do alumínio foi preparada por FIB. Os dados obtidos na caracterização dessa amostra são exibidos a seguir.

5.6.3 Tribolayer obtida na região do gume com alta concentração de alumínio na pastilha à base de β - Si_3N_4 empregada na usinagem do ferro fundido cinzento a 700 m.min^{-1}

A seguir são apresentadas a caracterização da *tribolayer* formada na usinagem do ferro fundido cinzento FC 250 com ferramenta de corte à base de β - Si_3N_4 (Coromant classe CC6090) a 700 m.min^{-1} , as alterações no interior da ferramenta na região próxima à superfície e a região de transição entre a ferramenta e a *tribolayer*. A amostra obtida na região com alta concentração de alumínio, indicada na Figura 4.17, e observada no TEM (Jeol JEM 2100 HTP) é mostrada na Figura 5.63.

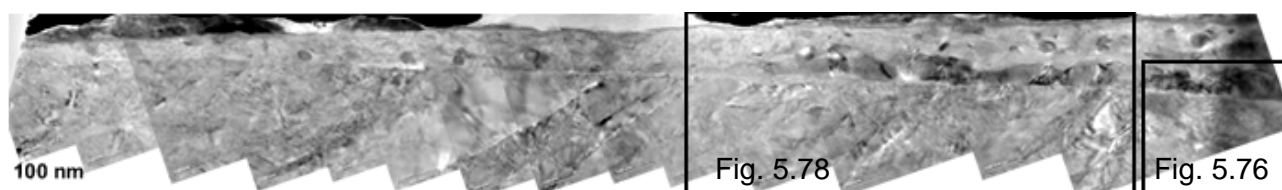


Figura 5.63 – *Tribolayer* formada sobre o gume da ferramenta de corte.

Os retângulos indicam as áreas escolhidas para geração dos mapas por EDS. O retângulo à esquerda corresponde à Figura 5.78 e o retângulo à direita corresponde à Figura 5.76.

Figura construída por imagens obtidas em diferentes posições.

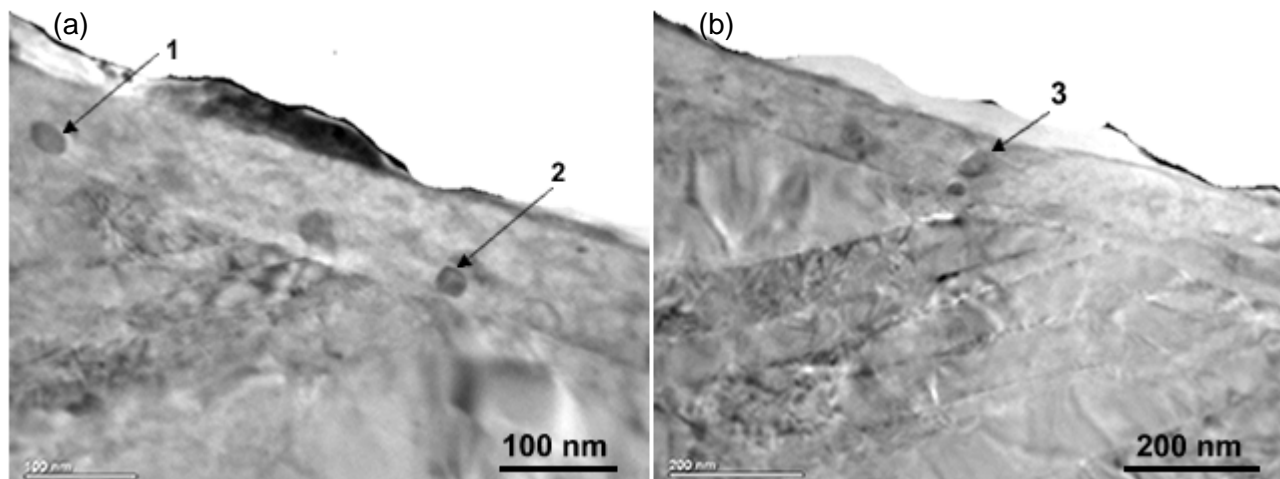


Figura 5.64 – Inclusões de MnS adjacentes à superfície da ferramenta (a) e no interior da *tribolayer* (b).

Nas Figuras 5.63, 5.64(a) e 5.66(a), inclusões são observadas adjacentes à superfície da ferramenta. Nas Figuras 5.63, 5.64(b) e Fig. 5.66, inclusões são observadas no interior da *tribolayer*. Os espectros de EDS das inclusões indicadas pelas referências numéricas 1, 2 e 3 na Figura 5.64 são ilustrados na Figura 5.65. Os espectros de EDS, das inclusões indicadas pelas referências numéricas 4 e 5 na Figura 5.66(a), são apresentados nas Figuras 5.67 e 5.68. A

análise química mostrou que as inclusões, Fig. 5.64 e 5.66, contêm principalmente enxofre e manganês. Devido à dimensão da inclusão, o feixe de elétrons ilumina uma área maior que a área da inclusão. Assim, a análise química é composta por sinais provenientes do material da inclusão de MnS e do material ao seu redor. Isso explica o pico de silício e de ferro nos espectros, Fig. 5.65, 5.67 e 5.68. Os picos de cobre, no espectro de EDS, podem ser atribuídos à contaminação, haja vista que a amostra está fixada numa grade de cobre, Fig. 4.10(h). Os picos de gálio são evidentes nos espectros indicando que gálio, oriundo do feixe usado para preparar a amostra, foi implantado na amostra. A análise química semiquantitativa dos espectros, Fig. 5.65, 5.67 e 5.68, é apresentada nos Apêndices E12, E13, E14, E16 e E17.

No espectro, Fig. 5.67, referente à inclusão indicada pelo número 4 na Figura 5.66(a), picos correspondentes aos elementos Nb e Ti são observados. Imagem em alta resolução – HRTEM – da referida inclusão, Figura 5.70(a), revela a presença de duas inclusões juntas e parcialmente sobrepostas. A inclusão apontada pela flecha corresponde ao MnS orientado segundo o eixo de zona [3,0,4]. Por meio da transformada de Fourier e com base nas cartas ICSD 77219, 64904, 1549 e 37402, pode-se afirmar que a outra inclusão não é: (Nb,Ti)C; TiN; (Nb,Ti)(C,N) e $Ti_2(C,N)$.

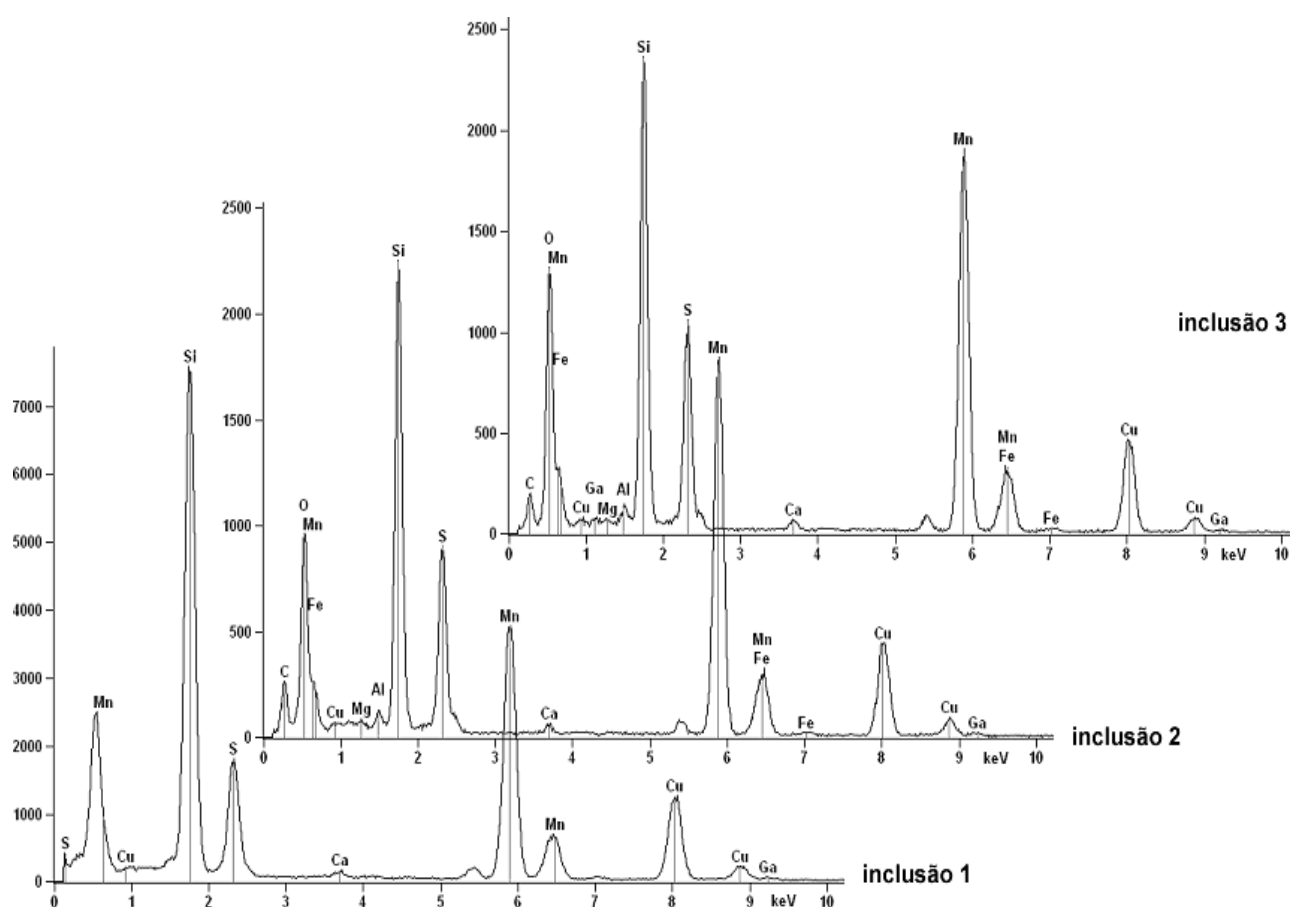


Figura 5.65 – Espectro de EDS das inclusões indicadas na Figura 5.64 pelas referências numéricas 1, 2 e 3.

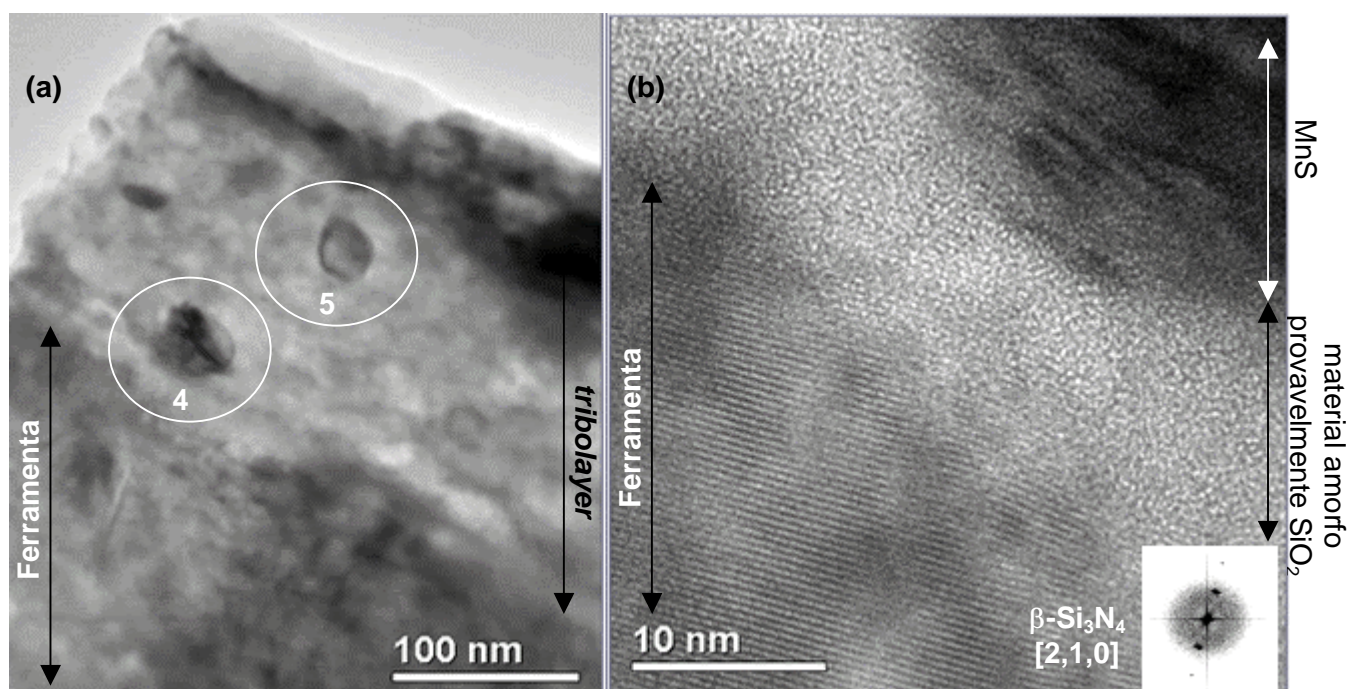


Figura 5.66 – (a) Inclusão de MnS adjacente à superfície da ferramenta e no interior da *tribolayer*.

(b) Imagem em alta resolução – HRTEM da inclusão (4) ligada à superfície da ferramenta por meio de um material amorfo, provavelmente SiO_2 .

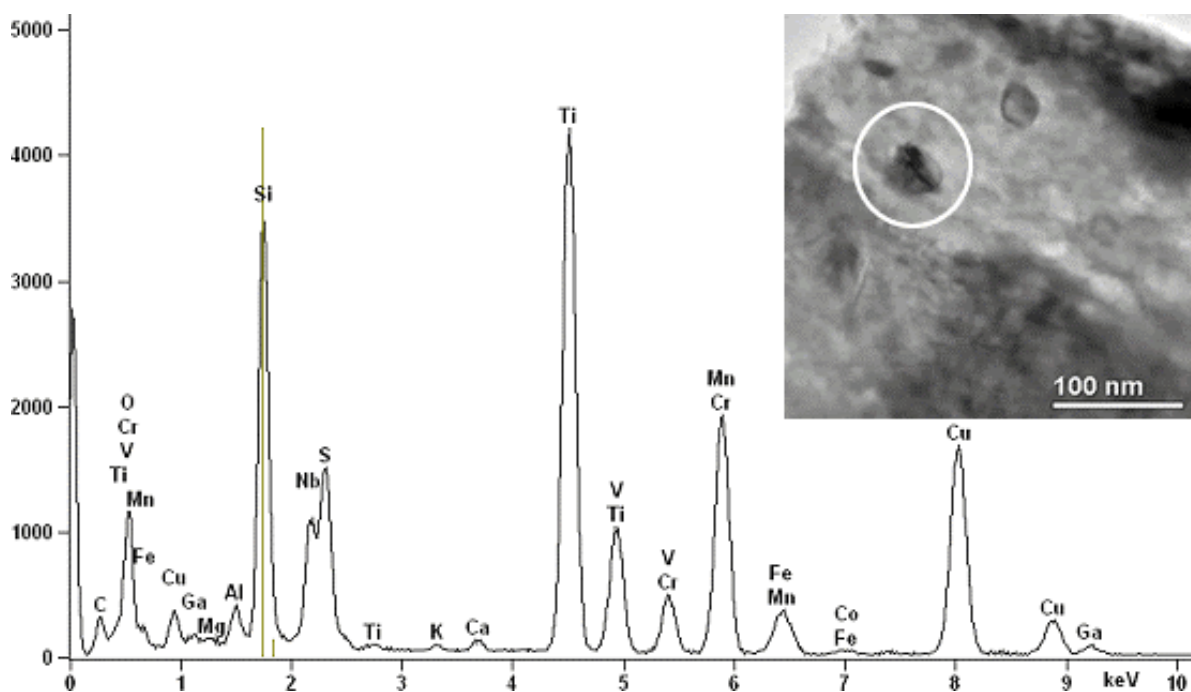


Figura 5.67 – Espectro de EDS da inclusão indicada na Figura 5.66(a) pela referência numérica 4.

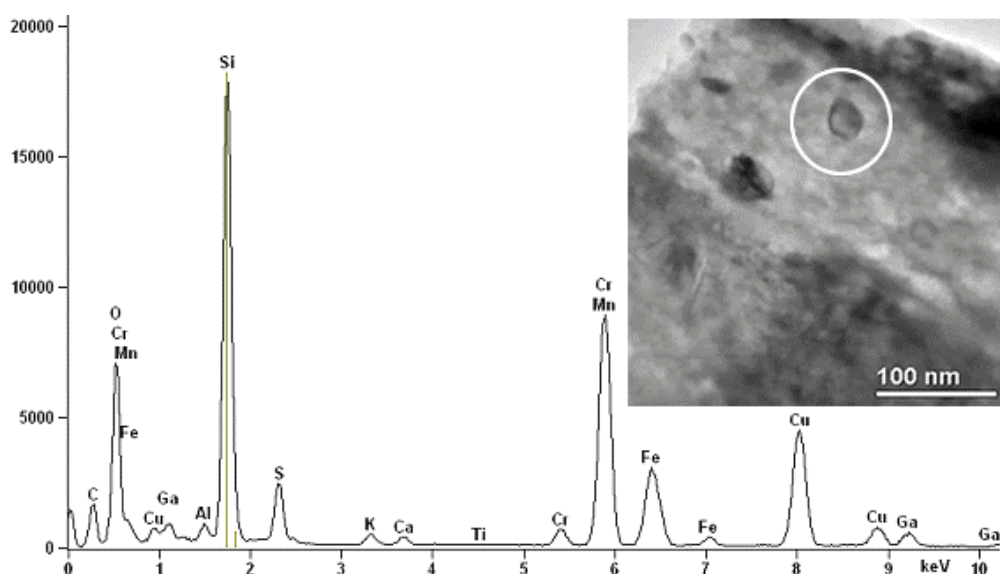


Figura 5.68 – Espectro de EDS da inclusão indicada na Figura 5.66(b) pelo número 5.

Padrões de difração de nanofeixe de elétrons – NBD das inclusões indicadas na Figura 5.66(a) foram obtidos e são apresentados na Figura 5.69(a) e (b). A indexação do NBD das inclusões 4 e 5 é consistente com o padrão do MnS orientado segundo o eixo de zona $[3,1,6]$ e $[2,0,5]$, respectivamente.

O padrão de difração – SAED da *tribolayer* é mostrado na Figura 5.69(c). As reflexões dos múltiplos grãos formam anéis descontínuos. De acordo com esse padrão de difração, a *tribolayer* parece ser formada por uma estrutura policristalina sem relação de orientação entre os grãos. A indexação do padrão de difração de elétrons revela que a microestrutura da *tribolayer* é formada principalmente por MnS. Outros materiais compõem a *tribolayer*, haja vista que alguns *spots* não foram identificados.

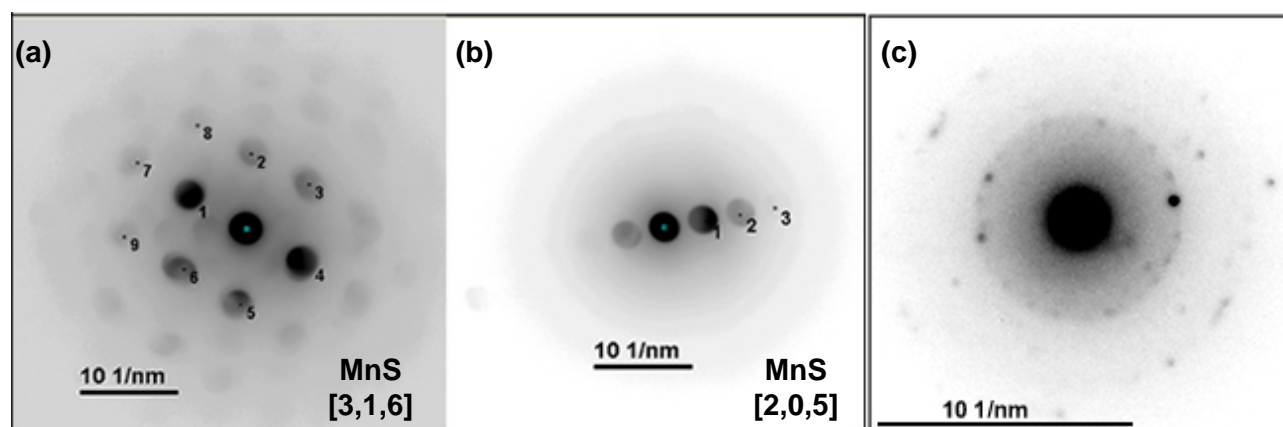


Figura 5.69 – (a) NBD das inclusões 4 e (b) 5 mostradas na Figura 5.66(a). (c) SAED da *tribolayer*.

Imagens de alta resolução – HRTEM das inclusões adjacentes à superfície da ferramenta, Fig. 5.66(b), 5.70(a) e 5.71(a), mostram fragmentos de MnS aderidos à superfície da ferramenta por meio de uma camada amorfa, confirmada pela presença de um anel difuso nas transformadas

de Fourier anexadas às respectivas figuras. Detalhes da identificação e indexação das transformadas de Fourier são apresentados nos Apêndices E15, E19, E20 e E21. A palavra fragmentos foi usada para distinguir pedaços das inclusões de MnS na *tribolayer*, Fig. 5.66 e 5.64, do MnS que constitui a *tribolayer* na forma combinada com outros elementos, conforme visto nos mapas dos elementos químicos, Fig. 5.78.

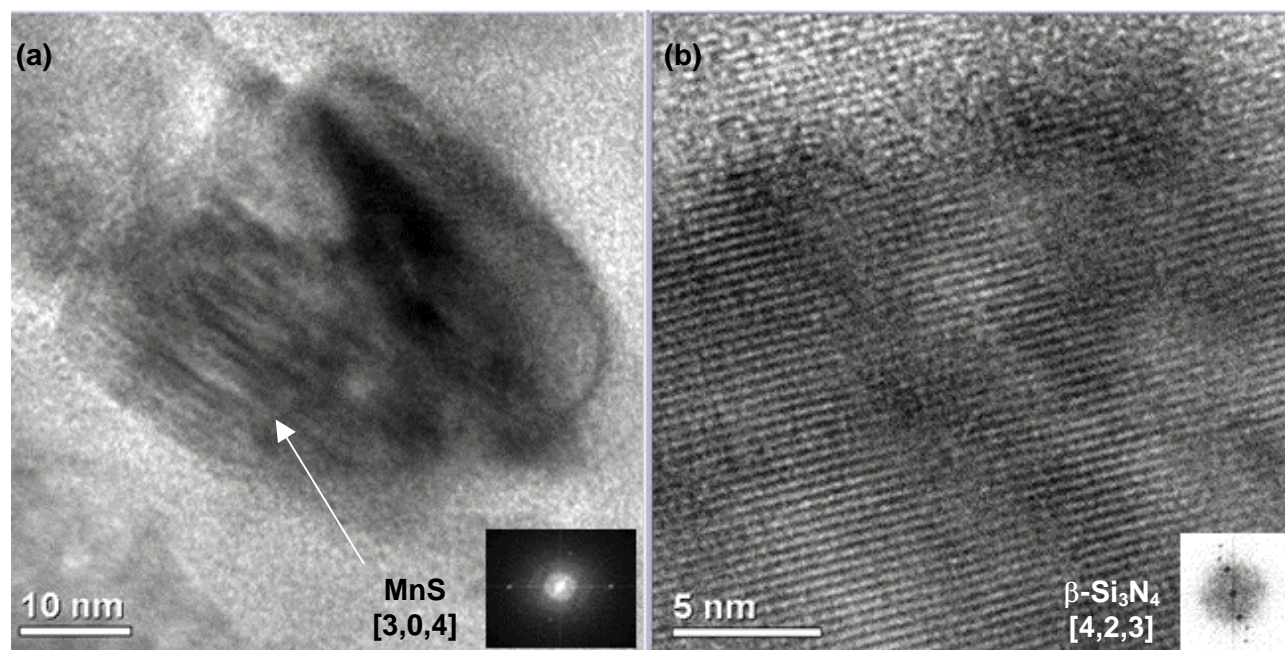


Figura 5.70 – (a) Sobreposição de inclusões, provenientes do material da peça, adjacentes à superfície da ferramenta. (b) Imagem de HRTEM do β - Si_3N_4 .

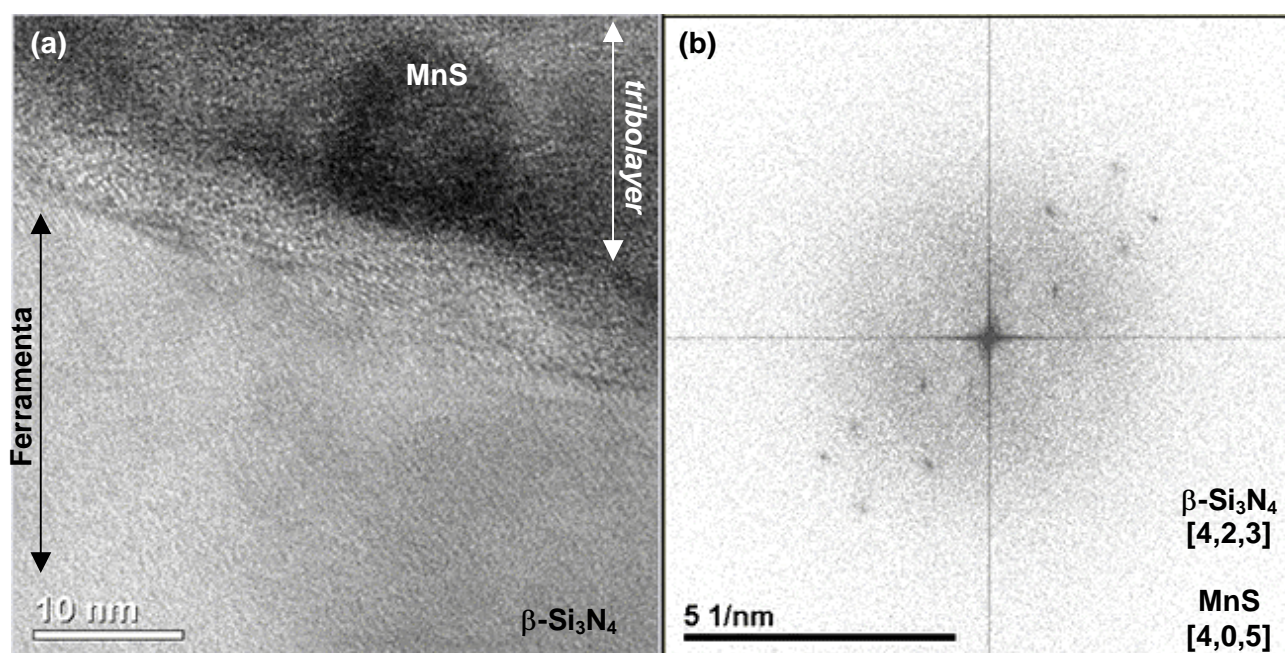


Figura 5.71 – (a) Imagem de HRTEM da inclusão de MnS aderida ao β - Si_3N_4 por meio de uma camada amorfa. (b) Transformada de Fourier da imagem em (a).

Detalhes da oxidação da superfície da ferramenta de corte são mostrados nas imagens de alta resolução – HRTEM, Figura 5.72. Da análise da transformada de Fourier anexada à imagem de HRTEM na Figura 5.72(a), é possível identificar *spots* referentes à difração do β - Si_3N_4 orientado segundo o eixo de zona [5,2,1]. Na referida imagem de HRTEM, percebe-se claramente que o material amorfo é formado a partir do β - Si_3N_4 . Alguns *spots* na transformada de Fourier não foram identificados.

Na Figura 5.72(b), nota-se uma transformação intermediária (β - $\text{Si}_3\text{N}_4 \rightarrow \text{SiO}_2$) da microestrutura – região indicada pelo círculo. Da análise da transformada de Fourier anexada à imagem de HRTEM, é possível identificar apenas *spots* referentes à difração do $\text{Si}_2\text{N}_2\text{O}$ orientado segundo o eixo de zona [0,1,1]. *Spots* referentes à difração do β - Si_3N_4 não foram identificados por meio do padrão ICSD 644682. Comparando a transformada de Fourier obtida no interior da ferramenta, Figura 5.73(c), com a transformada de Fourier obtida na superfície, Figura 5.74(b), constata-se uma semelhança, indicando que o material cristalino na superfície é β - Si_3N_4 . Portanto, a partir de tais observações, pode-se afirmar que o SiO_2 tem origem na oxidação direta do β - Si_3N_4 ou na reação intermediária do β - Si_3N_4 em $\text{Si}_2\text{N}_2\text{O}$.

O anel difuso nas transformadas de Fourier sugerem a presença de material amorfo. Essa observação é confirmada pelas correspondentes imagens de alta resolução – HRTEM, Figura 5.72. Detalhes da identificação e indexação das transformadas de Fourier são apresentados nos Apêndices E22 e E23.

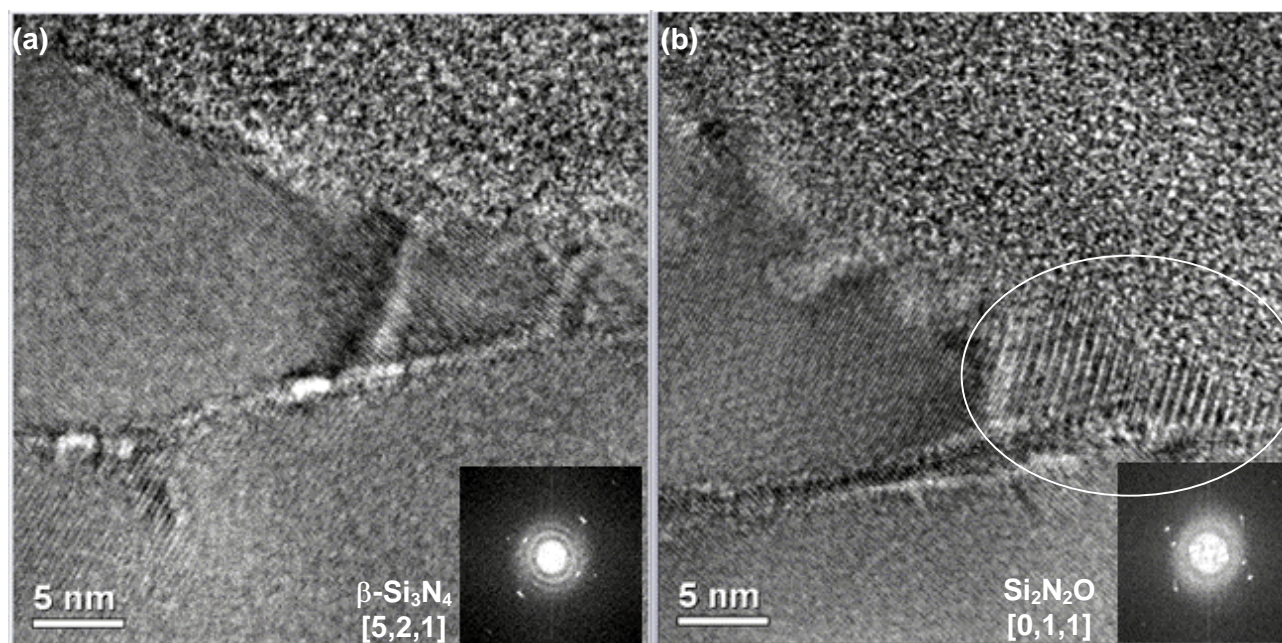


Figura 5.72 - Imagens de alta resolução – HRTEM da seção transversal do gume da ferramenta oxidado. (b) Imagem do $\text{Si}_2\text{N}_2\text{O}$ indicado pelo círculo.

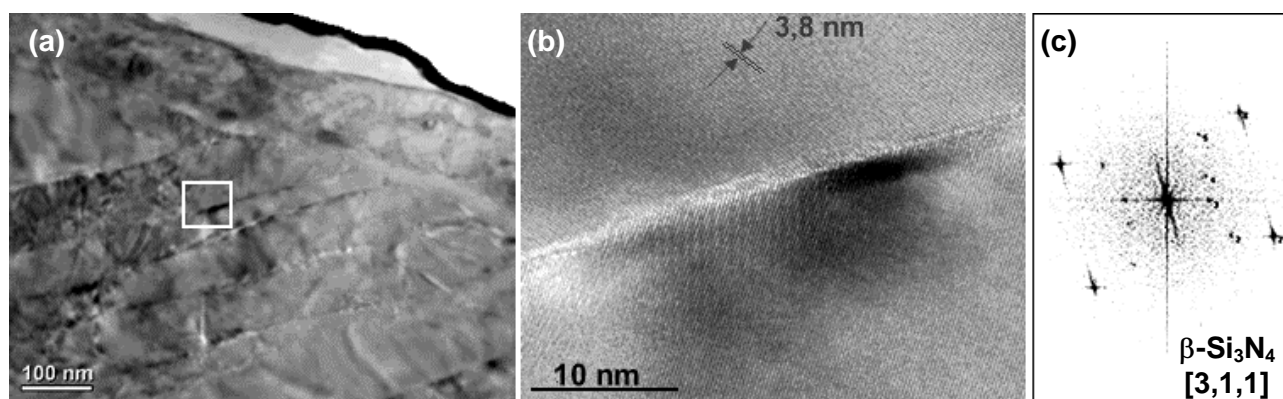


Figura 5.73 – (a) Fraturas desenvolvidas na ferramenta empregada na usinagem do ferro fundido. (b) Imagem em alta resolução - HRTEM da trinca indicada em e (a) pelo quadrado. (c) Transformada de Fourier da imagem em (b).

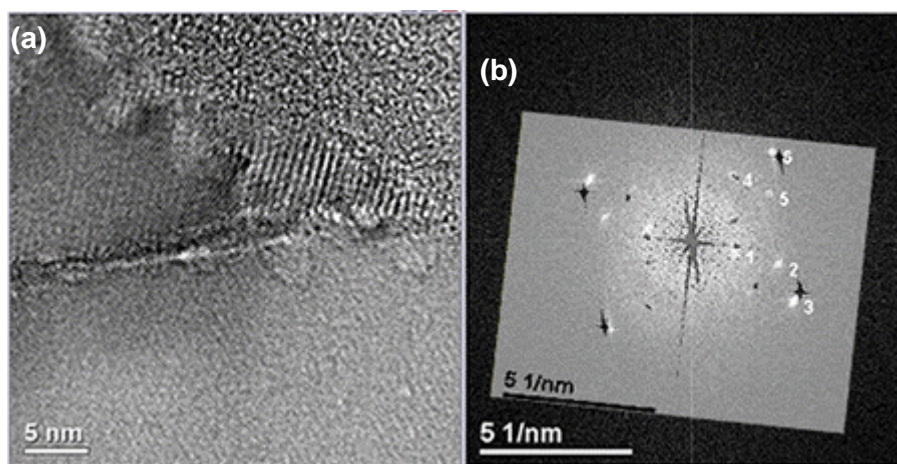


Figura 5.74 – (a) Imagem em alta resolução – HRTEM da seção transversal do gume da ferramenta e a respectiva transformada de Fourier (b) com a sobreposição da transformada de Fourier obtida na Figura 5.73(c)

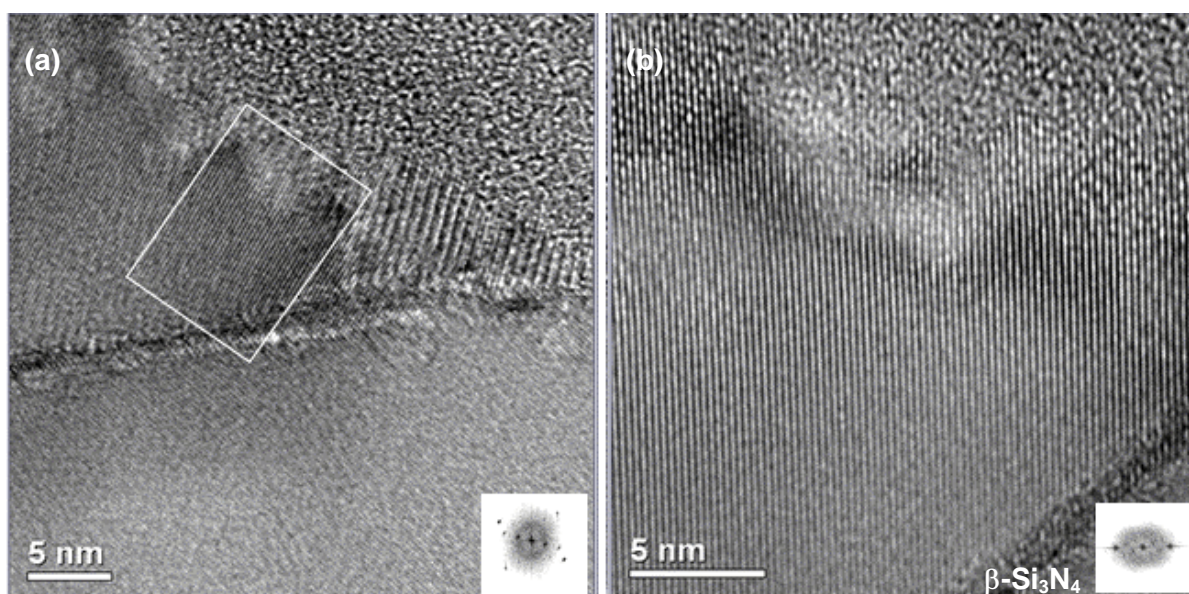


Figura 5.75 – (a) Imagem em alta resolução – HRTEM da região oxidada na seção transversal do gume da ferramenta. (b) Imagem ampliada na região indicada em (a) pelo retângulo.

A análise por EDS das duas regiões mostradas por retângulos na Figura 5.63 são apresentadas nas Figuras 5.76 e 5.78. A amostra obtida na região com alta concentração de alumínio, Fig. 4.13 e 4.17, é formada por três regiões. Um substrato – ferramenta, constituído pelos elementos Si e N combinados na forma de β - Si_3N_4 , conforme caracterização exibida no item 5.2. Por uma *tribolayer* formada pelos elementos Si, Fe, S, Mn e O, distribuídos conforme exposto nas Figuras 5.76 e 5.78. Pode-se sugerir, da análise dos mapas, que os elementos S e Mn estão combinados na forma de MnS (material proveniente das inclusões de MnS presentes no material da peça), Figura 5.7 e 5.8. Essa afirmação é suportada pelo padrão de difração de elétron obtido na *tribolayer*, Figuras 5.69(c). Os elementos Si e O podem estar combinados na forma de SiO_2 , resultante da oxidação da superfície da ferramenta, segundo sugerem as Figuras 5.72 e 5.75, e as respectivas transformadas de Fourier.

Entre a *tribolayer* e a ferramenta observa-se uma “espessa” camada formada pelos elementos Al e O. O óxido de alumínio é o material usado no processo de sinterização da ferramenta e está presente entre os *whiskers* de β - Si_3N_4 , como descrito na caracterização da ferramenta, item 5.3, e mostrado na Figura 5.13. Conforme pode ser observado, o alumínio aparece numa área bastante concentrada e localizada na interface.

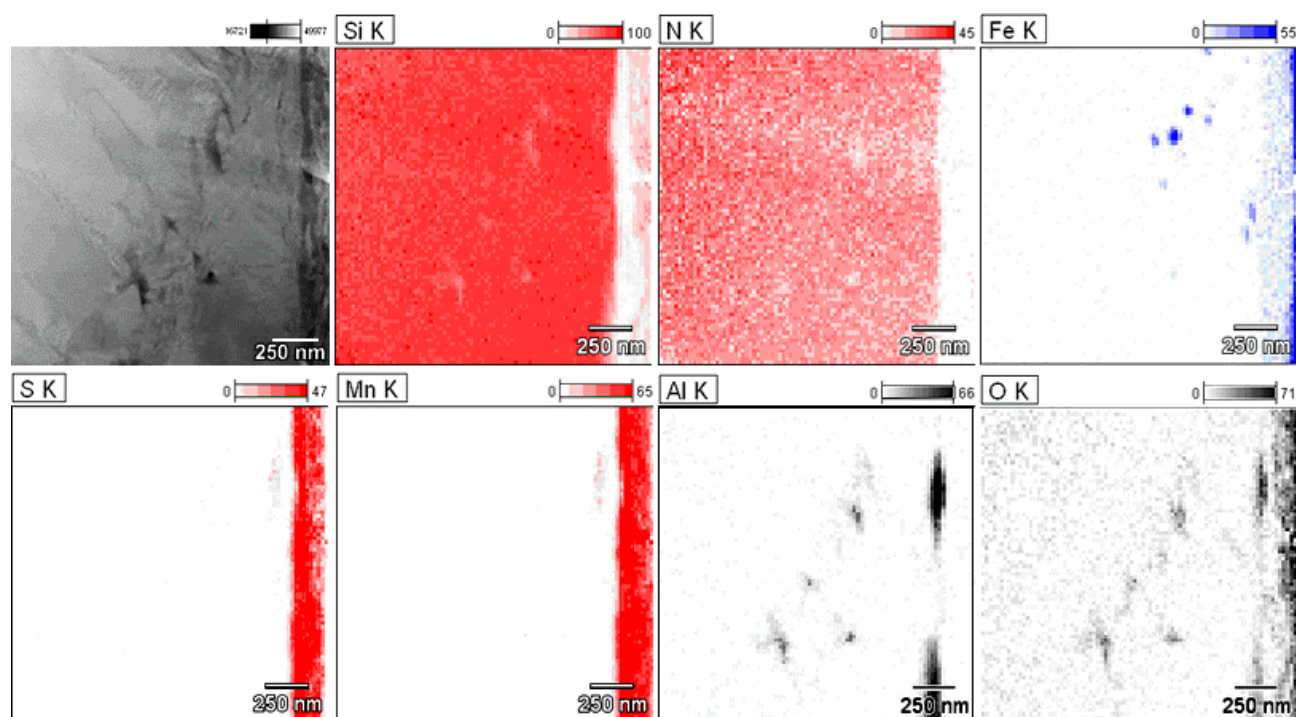


Figura 5.76 – Mapa de distribuição dos elementos químicos na seção transversal da ferramenta empregada na usinagem do ferro fundido cinzento a $700 \text{ m} \cdot \text{min}^{-1}$.

Um exame mais detalhado da seção transversal da ferramenta, Fig. 5.77, revela a presença de áreas com alta concentração de ferro numa região da superfície da ferramenta intensamente

alterada fisicamente, indicada pelas referências numéricas (6, 1, 3), e no interior das “trincas” indicadas na ferramenta pelas referências numéricas (2, 4, 5).

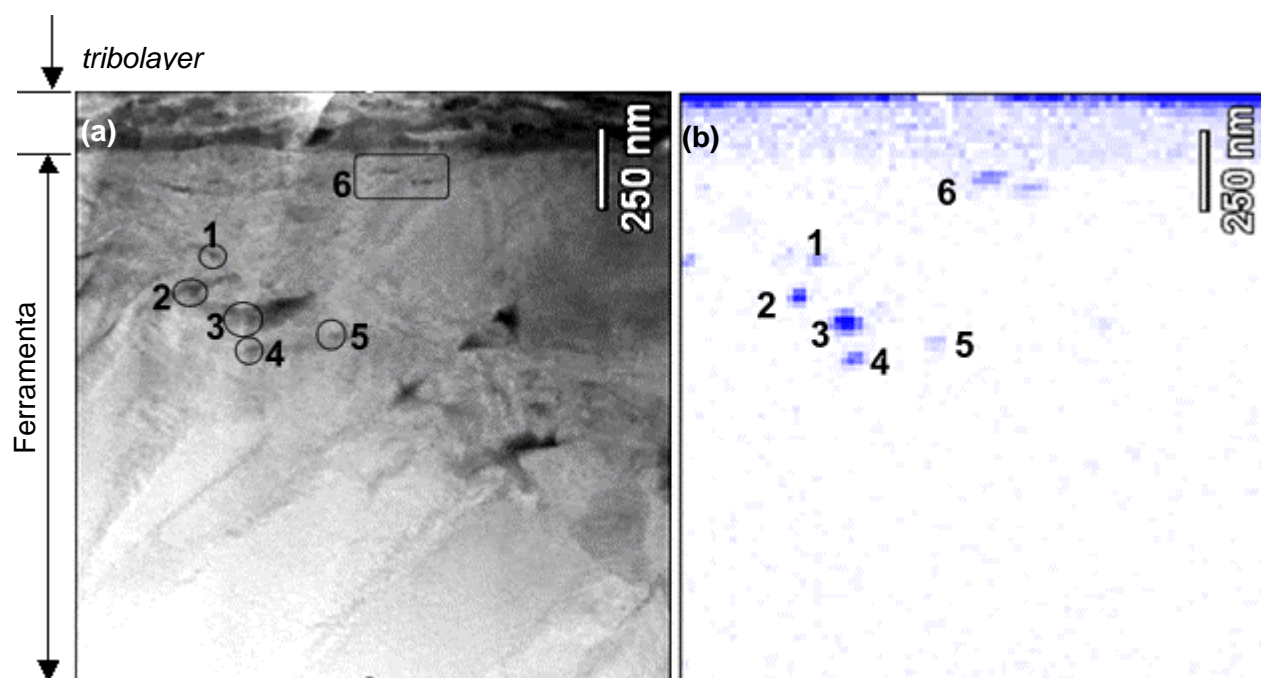


Figura 5.77 – (a) Imagem de TEM da seção transversal da ferramenta mostrando as alterações físicas. (b) Mapeamento por EDS do elemento ferro na imagem em (a).

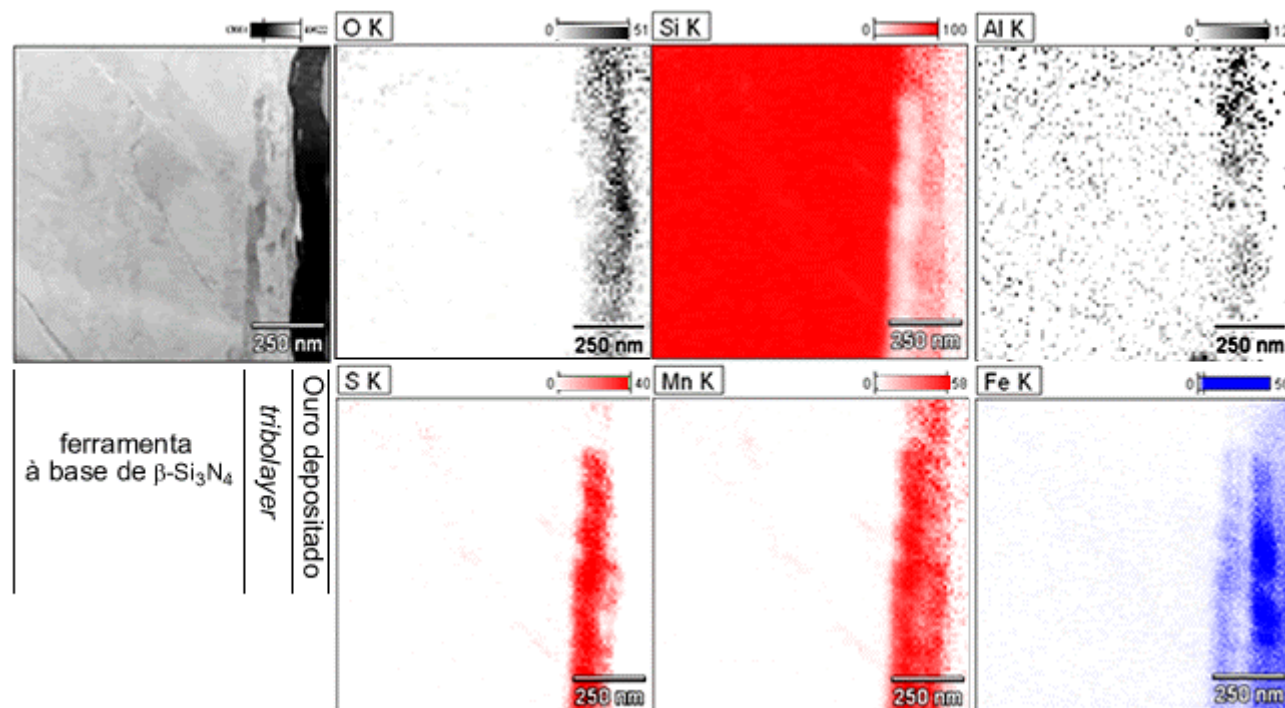


Figura 5.78 – Mapas EDS/STEM dos elementos químicos na seção transversal do gume da ferramenta empregada na usinagem do ferro fundido cinzento FC 250 a $700 \text{ m} \cdot \text{min}^{-1}$.

Além das alterações químicas, modificações físicas também são verificadas ao longo da seção transversal do gume da ferramenta, Fig. 5.73(a), 5.79 e 5.80. Fraturas nanométricas intragranulares, em ângulo compreendido no intervalo de 33 a 44 graus, em relação à superfície da ferramenta, são observadas nos *whiskers* de β - Si_3N_4 , Fig. 5.79. Imagens mais detalhadas das fraturas desenvolvidas no gume da pastilha à base de β - Si_3N_4 são apresentadas na Figura 5.73. Detalhe em alta resolução – HRTEM da trinca indicada na Figura 5.73(a) é mostrado na Figura 5.73(b).

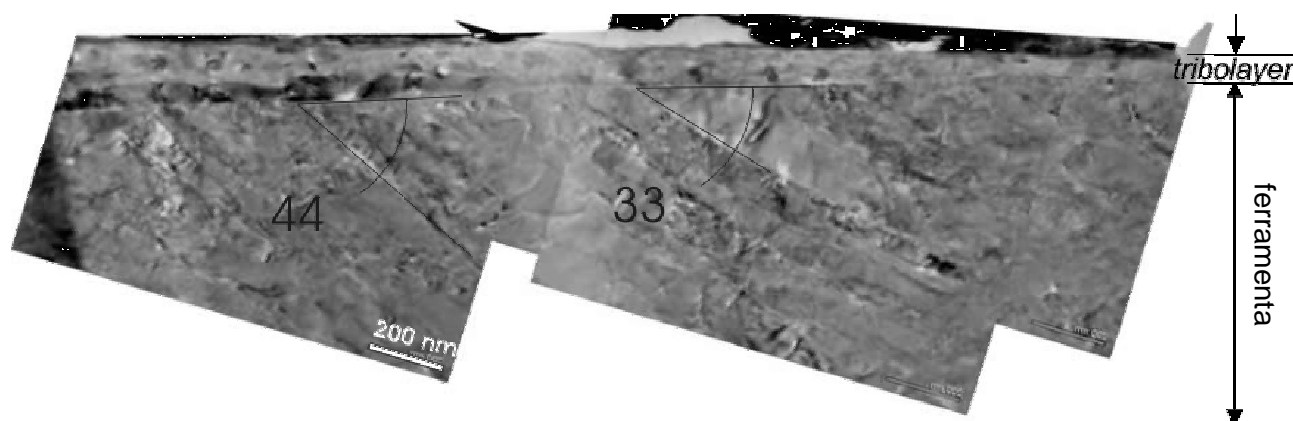


Figura 5.79 – Integridade do gume da pastilha à base de β - Si_3N_4 empregada na usinagem do ferro fundido cinzento FC 250 a $700 \text{ m} \cdot \text{min}^{-1}$ e observada no TEM.

Além das fraturas intragranulares, é possível notar outro mecanismo de alteração da integridade da ferramenta. Embora não seja possível afirmar, pode-se sugerir, da análise da Figura 5.80, que maclas são formadas no material da ferramenta como resultado da ação das componentes da força de usinagem. O espaçamento entre as possíveis maclas é de aproximadamente 5,5 nm, como pode ser evidenciado na Figura 5.80.

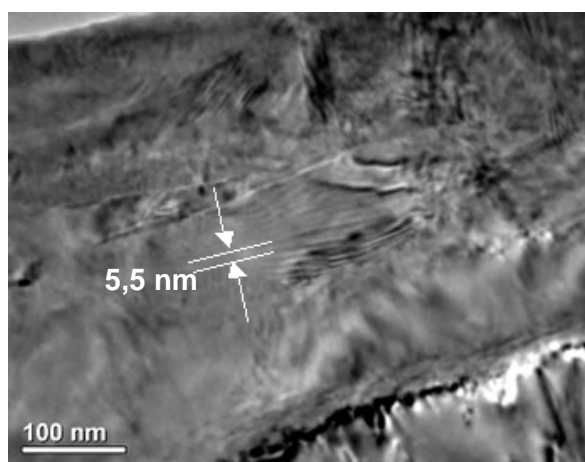


Figura 5.80 – Integridade da superfície da ferramenta observada no microscópio eletrônico de transmissão. Possíveis maclas na seção transversal do gume da ferramenta empregada na usinagem do ferro fundido cinzento FC 250 a $700 \text{ m} \cdot \text{min}^{-1}$.

CAPÍTULO 6

DISCUSSÃO DOS RESULTADOS EXPERIMENTAIS

Neste capítulo, os resultados experimentais apresentados no *Capítulo 5* serão analisados, discutidos e correlacionados com as informações organizadas nos *Capítulos 2 e 3*.

6.1 Força de usinagem

A redução do valor das componentes da força de usinagem (F_c , F_f e F_p) com o aumento da velocidade de corte, Figuras 5.23, 5.24, 5.25 e 5.26, está em concordância com o resultados exibidos por: Liu et al. (2002) no fresamento do ferro fundido cinzento FC300 com pastilha de CBN; Grzesik et al. (2009), na usinagem do ferro fundido nodular ferrítico-perlítico (EN-GJS-500-7) com pastilha de Si_3N_4 ; Boehs (1979), na usinagem do ferro fundido maleável preto ferrítico com ferramenta de metal-duro; e Fang, na usinagem do aço de corte fácil (1996).

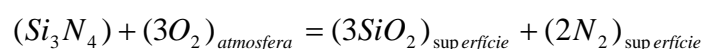
Segundo Trent (1991) e Ferraresi (1982), o aumento da velocidade de corte contribui para reduzir a força de usinagem em razão da redução da resistência ao cisalhamento do material, devido ao calor gerado durante o processo. Portanto, neste trabalho, as componentes da força de usinagem comportaram-se de acordo com o reportado na literatura.

A redução na flutuação das componentes da força de usinagem com o aumento da velocidade de corte, Figuras 5.27, 5.28 e 5.29, resulta numa menor vibração durante o processo de usinagem. Para a cerâmica, a vibração é um dos fatores de redução da vida da ferramenta. Essa, mesmo que de pequena intensidade, produz microlascamento do gume, reduzindo a durabilidade das ferramentas de materiais frágeis. O acabamento da superfície também é comprometido quando ocorrem vibrações (STEMMER, 2001). Logo, do ponto de vista da integridade da ferramenta e da textura da superfície usinada com pastilha à base de $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$, o aumento na velocidade de corte é benéfico.

6.2 Tribolayer obtida na região com alta concentração de enxofre e manganês na pastilha à base de β - Si_3N_4 empregada na usinagem do ferro fundido cinzento FC 250 a 300 m.min⁻¹

Com base nos dados obtidos na caracterização da *tribolayer*, item 5.6.1, constata-se que o mecanismo de desgaste predominante na ferramenta de corte à base de β - Si_3N_4 na usinagem do ferro fundido cinzento FC 250 a 300 m.min⁻¹ é a oxidação do β - Si_3N_4 .

A oxidação do β - Si_3N_4 resulta na formação do SiO_2 pela reação (SUBRAMANIAN, 2000; LEWIS, 1980; OLIVEIRA et al. 2005; RICOULT et al. 2002):



Como resultado da elevada temperatura na interface cavaco-ferramenta, o β - Si_3N_4 próximo à superfície da ferramenta de corte oxida na forma de SiO_2 , como mostrado na Figura 5.40. O nitrogênio é perdido pela reação e difunde em direção ao material próximo à superfície.

Da análise da imagem de EFTEM, Fig. 5.38, é possível sugerir o mecanismo de desgaste por oxidação desenvolvido na ferramenta de corte à base de β - Si_3N_4 na usinagem do ferro fundido cinzento FC 250 a 300 m.min⁻¹. A densidade do SiO_2 e do Si_3N_4 é 2,2 g.cm⁻³ e 3,2 g.cm⁻³, respectivamente (CAI, 1989). Como resultado dessa diferente densidade, tensões internas são geradas entre os materiais, conduzindo à formação de trincas na camada oxidada, resultante da transformação do Si_3N_4 em SiO_2 (BIN et al. 2007). A força de avanço impõe uma tensão de cisalhamento no gume e na face da ferramenta de corte. Assim, a camada oxidada é “destacada” do gume e da face da ferramenta e transportada pela superfície inferior do cavaco de ferro fundido cinzento até uma posição onde o cavaco se separa da face da ferramenta.

Embora a elevada temperatura na interface cavaco-ferramenta tenha favorecido a oxidação da superfície da ferramenta de corte, evidências de interações químicas entre a matriz de ferro fundido cinzento e β - Si_3N_4 não são observadas. É reportado na literatura (CAMPBELL et al. 1996; SILVA et al. 1991) que a ferramenta de corte à base de β - Si_3N_4 não reage prontamente com o ferro fundido cinzento. Isso é atribuído à baixa interdifusão do ferro (no ferro fundido cinzento) e do silício (na ferramenta de corte à base de β - Si_3N_4) (KANNATEY-ASIBU, 1990). Também é relatado na literatura (CAMPBELL et al. 1996) que, na usinagem com a cerâmica SiAlON (às vezes referida como β - Si_3N_4), o aço reage mais com a ferramenta quando comparado com o ferro fundido devido à menor solubilidade do nitrogênio (na ferramenta) nos ferros fundidos. O ferro fundido é definido como uma liga ferrosa, com o teor de carbono geralmente maior do que 2% em peso e alta quantidade de silício. Ambos, o carbono e o silício, diminuem a solubilidade do Si_3N_4 no ferro. Isso, segundo Silva et al. (1997), explica por que a ferramenta de β - Si_3N_4 é mais

resistente ao desgaste por dissolução química na usinagem do ferro fundido cinzento, quando comparado à usinagem do aço.

Estudos de torneamento do ferro fundido cinzento com ferramentas à base de $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$ (a uma velocidade de corte de $215 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ e profundidade de corte de 1 mm) desenvolvidos por Silva et al. (1991) mostraram que o comportamento frágil do cavaco de ferro fundido cinzento e o efeito lubrificante do MnS resultavam num sistema com baixa força de corte e baixa temperatura na superfície da ferramenta. Desse modo, uma reação química extensiva era evitada. Assim como Silva et al. (1991), foi observada neste trabalho uma *tribolayer* formada sobre o chanfro da ferramenta porém, relativamente distante do gume, composta principalmente por MnS, indicando que o mecanismo conhecido como transferência seletiva se desenvolveu.

A transferência seletiva das inclusões de MnS, presentes no material da peça, para a superfície da ferramenta de corte é reportada na literatura na usinagem dos aços de corte fácil (QI, MILLS, 2000; BRION et al. 1992; KATAYAMA, HASHIMURA, 1995). Entretanto, o entendimento do mecanismo de transferência seletiva desenvolvido entre o par sulfeto de manganês - $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$ permanece sem explicação tanto para os aços quanto para os ferros fundidos.

A microestrutura do ferro fundido cinzento FC 250 é formada por grafitas numa matriz perlítica, Fig. 5.2. A área percentual de inclusões de MnS no material da peça é de aproximadamente 0,023%. Da análise da imagem STEM/EDS, Fig. 5.36, é possível observar uma adesão preferencial das inclusões de MnS em área percentual, o que significa que a inclusão de MnS tem uma forte afinidade química pelo $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$. Consequentemente, a referida inclusão, ao entrar em contato com a superfície da ferramenta de corte à base de $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$, tenderá a permanecer aderida a essa superfície a ser removida juntamente com a superfície inferior do cavaco.

Apesar da forte afinidade química com $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$, a condição na interface cavaco-ferramenta foi desfavorável à manutenção do sulfeto de manganês aderido ao gume na usinagem a $300 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$. Devido às tensões cisalhantes resultantes da ação do cavaco sobre a superfície da ferramenta, o MnS foi removido do gume pela superfície inferior de cavaco até a posição onde esse se separa da superfície da ferramenta, Fig. 4.8. Tal observação indica que o oxigênio pode entrar em contato com o gume durante a fragmentação do cavaco, quando não há sulfeto de manganês protegendo-a. Dessa forma, o $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$ pode oxidar, resultando no SiO_2 . Essa explicação está em acordo com os resultados experimentais, Fig. 5.38 e Fig. 5.40, onde nanopartículas de SiO_2 podem ser verificados na *tribolayer* formada no final da área de contato cavaco-ferramenta.

Estudo realizado por Stalios (1995) mostrou que tensões internas são geradas pela oxidação do nitreto de silício. A transformação do $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$ em SiO_2 resulta numa expansão, em aproximadamente 86%, do material. As tensões internas geradas pela oxidação do nitreto de silício se somarão à tensão causada pela geração de nitrogênio de acordo com a reação:

$(Si_3N_4) + (3O_2)_{atmosfera} = (3SiO_2)_{superfície} + (2N_2)_{superfície}$. As referidas tensões internas favorecerão a separação do SiO_2 da superfície da ferramenta na forma de fragmentos que serão transportados pelo cavaco até a posição onde esse se separa da ferramenta.

Por que o SiO_2 é encontrado depositado junto com o MnS no final na região de contato do cavaco com a superfície da ferramenta, ao invés de ser removido junto com a superfície inferior do cavaco? Sugere-se que a inclusão de MnS é, também, seletivamente transferida pelo SiO_2 . Consequentemente, quando o SiO_2 é destacado da superfície da ferramenta, devido à formação de trincas entre o SiO_2 e o $\beta-Si_3N_4$, o fragmento de SiO_2 carrega consigo o MnS seletivamente transferido. Embora não seja possível apresentar o mecanismo pelo qual o MnS é seletivamente transferido pelo SiO_2 , é evidente que o MnS junto com o SiO_2 permanecem em contato com a superfície da ferramenta à medida que o cavaco transporta ambos até a posição onde o cavaco se separa da ferramenta, sem transferir ambos da superfície da ferramenta para a superfície inferior do cavaco. Essa hipótese é suportada pela análise química realizada na superfície inferior do cavaco, Apêndice C3, onde não há evidências dos elementos enxofre e/ou manganês.

Fragmentos de $\beta-Si_3N_4$ também são observados na *tribolayer*, Fig. 5.38, formada principalmente por sulfeto de manganês. Haja vista o comportamento frágil dos veios de grafita no plano de cisalhamento, os cavacos de ferro fundido cinzento são formados em intervalos freqüentes, resultando numa flutuação das componentes das forças de usinagem, item 5.4. Sob tal condição, fraturas frágeis podem se desenvolver ao longo da subsuperfície do $\beta-Si_3N_4$. A força de avanço impõe, sobre a face da ferramenta, uma tensão de cisalhamento. Assim, os pedaços de $\beta-Si_3N_4$ fraturados são removidos da superfície e movidos pela superfície inferior do cavaco, promovendo o desgaste da ferramenta. Visto que a superfície da ferramenta pode estar recoberta pelo MnS seletivamente transferido da peça, fragmentos de $\beta-Si_3N_4$ removidos da ferramenta podem ser encontrados aderidos ao MnS.

Essas fraturas são observadas em amostras obtidas sobre o gume na usinagem a 700 m.min⁻¹, Fig. 5.73. As amostras analisadas no item 6.2 foram obtidas numa região onde o material da peça não interage com a superfície da ferramenta, e por isso trincas não são vistas nas imagens obtidas, Fig. 5.34.

Ainda, da análise da *tribolayer*, é possível perceber uma microestrutura característica de recristalização dinâmica, Fig. 5.35. Nanogrãos recristalizados, com aproximadamente o mesmo tamanho, formam uma população de microestrutura distinta da observada na inclusão de MnS no ferro fundido cinzento, Fig. 5.8, única fonte de sulfeto de manganês nesse processo. A força motriz para a recristalização das inclusões de MnS tem origem na alta temperatura e na tensão de cisalhamento na interface cavaco-ferramenta.

Segundo Meyer (1995), a recristalização dinâmica é o principal processo de “amolecimento” de uma microestrutura sujeita ao cisalhamento localizado. Sob essa condição, a resistência do MnS intensamente deformado contra o gume poderá ser insuficiente para se manter aderido à

superfície da ferramenta sujeita à alta tensão de cisalhamento em virtude do movimento do cavaco. As inclusões de MnS, seletivamente transferidas pelo β -Si₃N₄, serão removidas do gume e não haverá a formação de uma camada estável. Essa análise explica a ausência de uma camada de MnS sobre o gume, Fig. 4.8. Assim, pode-se esperar que o desgaste da ferramenta seja reduzido devido à ação lubrificante da inclusão de MnS ao invés da formação de uma camada estável protetora de MnS sobre o gume.

A ação lubrificante das inclusões de sulfeto de manganês na usinagem do ferro fundido cinzento foi apresentada pela primeira vez por Erickson (1976). Estudos realizados por Heck et al. (2008) e Gastel et al. (2000), com o propósito de entender a melhor usinabilidade do ferro fundido cinzento em relação ao ferro fundido vermicular, constataram que a diferença devia-se à formação de uma camada de sulfeto de manganês sobre a superfície da ferramenta de corte quando na usinagem do ferro fundido cinzento. Para Heck et al. (2008), essa camada de sulfeto de manganês age como lubrificante, na interface cavaco-ferramenta, e previne a adesão de material da peça na superfície da ferramenta. A camada de sulfeto de manganês não é formada na usinagem do ferro fundido vermicular em razão do processo de fabricação desse material onde o elemento manganês é substituído pelo magnésio, dessa maneira, a formação da inclusão de MnS é suprimida.

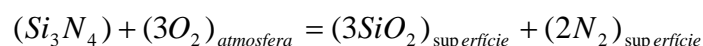
Da análise dos mapas de EFTEM, Fig. 5.37 e 5.38, nota-se que não há traços de reações químicas entre o material da peça e da ferramenta de corte. Tal observação sugere que, além da ação lubrificante da inclusão de sulfeto de manganês, a sua presença na interface cavaco-ferramenta reduz o desgaste por difusão da ferramenta, mesmo numa condição de usinagem não favorável à formação de uma camada estável de MnS sobre o gume. Estudos a respeito dos mecanismos de desgaste da ferramenta na usinagem de materiais com inclusões favoráveis à formação de uma camada protetora (QI, MILLS 2000; LARSSON, 2001; GASTEL et al. 2000; FANG, ZHANG, 1996; QI, MILLS, 1996) obtiveram resultados semelhantes.

6.3 Tribolayer obtida na região do gume com alta concentração de enxofre e manganês na pastilha à base de β - Si_3N_4 empregada na usinagem do ferro fundido cinzento FC 250 a 700 m.min^{-1}

As principais informações obtidas na caracterização da amostra retirada da região com alta concentração de enxofre e manganês na superfície da ferramenta de corte à base de β - Si_3N_4 , Fig. 4.13, empregada na usinagem do ferro fundido cinzento FC 250 a 700 m.min^{-1} , são:

- Oxidação da superfície da ferramenta de corte à base de β - Si_3N_4 ;
- Alteração física da integridade da superfície da ferramenta de corte à base de β - Si_3N_4 ;
- Formação de ilhas de oxidação e/ou poros no interior dos *whisker* de β - Si_3N_4 ;
- Difusão de material da peça e/ou da tribolayer no interior β - Si_3N_4 ;
- Formação de uma camada com alta concentração de alumínio na superfície da ferramenta de corte à base de β - Si_3N_4 ;
- Adesão da inclusão de MnS na camada com alta concentração de alumínio;
- Adesão da inclusão de MnS na camada de óxido de silício.
- Tribolayer formada, principalmente, por SiO_2 e MnS.

A oxidação do Si_3N_4 puro tem início em temperaturas acima de 1000°C , resultando na formação de uma camada de SiO_2 na superfície do Si_3N_4 (DESCHAUX-BEAUME et al. 2009; AMIN et al. 1989). Outros valores são reportados na literatura. Segundo Tokuse et al. (2001), a oxidação do β - Si_3N_4 tem início a 873 K . Para os nitretos de silício sinterizados, a temperatura de oxidação pode ser menor em razão da presença de materiais de sinterização (DESCHAUX-BEAUME et al. 2009). A oxidação do β - Si_3N_4 resulta na formação do SiO_2 pela reação (SUBRAMANIAN, 2000; LEWIS, 1980; OLIVEIRA et al. 2005; RICOULT et al. 2002):



Como resultado da elevada temperatura na interface cavaco-ferramenta, o β - Si_3N_4 próximo à superfície da ferramenta de corte oxida na forma de SiO_2 , como mostrado nas Figuras 5.49, 5.50, e 5.52. Embora não seja possível afirmar qual foi a temperatura na superfície da ferramenta durante o processo de usinagem a 700 m.min^{-1} , baseado nas observações de que o cavaco sobre a superfície da ferramenta apresentava uma coloração incandescente, Fig. 5.31; e na deformação da fase intergranular de Al_2O_3 na superfície da ferramenta, Fig. 5.56, pode-se supor que a temperatura na interface cavaco-ferramenta foi suficientemente alta para favorecer a oxidação do β - Si_3N_4 .

Quando exposto à temperatura maior que $900 - 1000^\circ\text{C}$, a fragilidade do Al_2O_3 é reduzida e a sua deformação viscoplástica é aumentada, passando a se comportar como os metais (AUERKARI, 1996). De acordo com Tai e Mocellin (1999), vários mecanismos podem contribuir para a deformação do Al_2O_3 à elevada temperatura. Para identificar o mecanismo dominante,

pode-se recorrer aos mapas de mecanismo de deformação construídos por Ashby (1972) e por Mohamed e Langdon (1974). Os mapas construídos por Ashby (1972) relacionam dados de tensão e temperatura nos quais cada mecanismo independente é dominante na deformação. Os mapas construídos por Mohamed e Langdon (1974) relacionam o mecanismo de deformação com o tamanho do grão.

A Figura 6.1(a) mostra o mapa do mecanismo de deformação para o óxido de alumínio com tamanho de grão de 100 μm . Nesse mapa, três variáveis macroscópicas são relacionadas, quais sejam: tensão, temperatura e taxa de deformação. Os eixos de tensão σ_s/μ e de temperatura T/T_m são normalizados (μ é o módulo de tensão e T_m é a temperatura de fusão). O mapa é dividido em campos onde cada mecanismo de deformação é dominante. Linhas de taxa de deformação constantes são sobrepostas a esses campos indicando a taxa de deformação que uma dada combinação de tensão e temperatura irá produzir. Outra maneira de apresentar as informações é mostrada na Figura 6.1(b). Os eixos de taxa de deformação e tensão de cisalhamento são normalizados. Essa configuração é útil devido à presença das linhas isotérmicas.

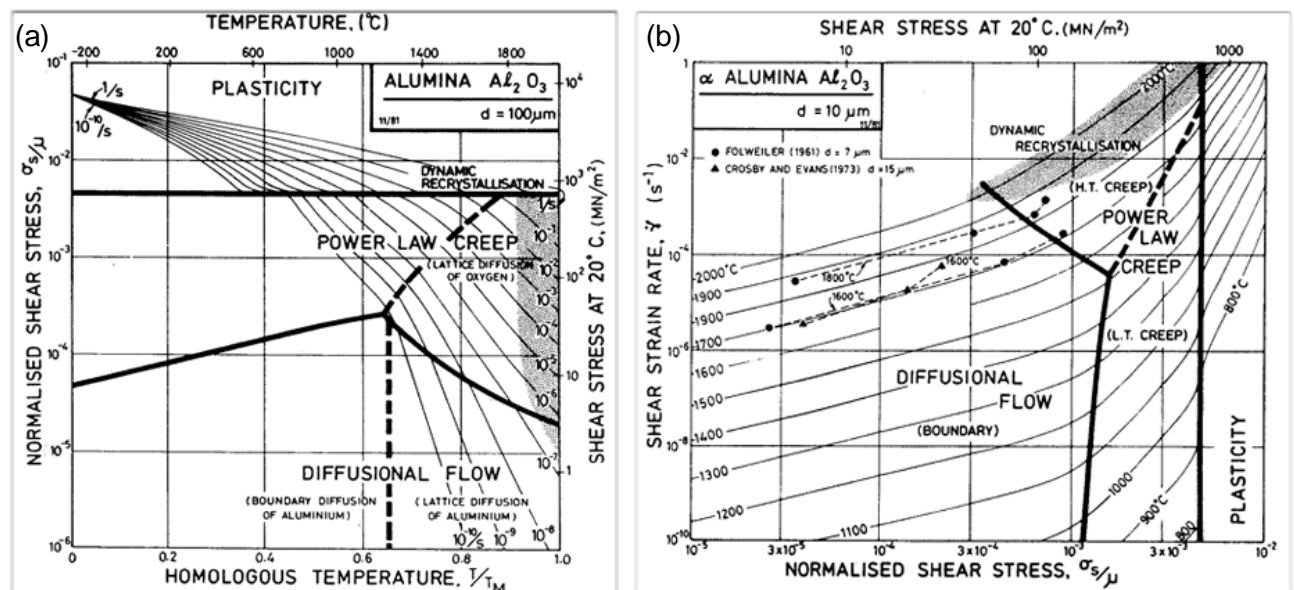


Figura 6.1 – Mapa de (a) temperatura/ tensão (Frost; Ashby, 1982)

e (b) tensão de cisalhamento/taxa de deformação para o Al_2O_3 com tamanho de grão de 100 μm (http://engineering.darmouth.edu/defmech/chapter_14.htm).

Na usinagem dos aços, tensões de cisalhamento entre 1000 e 1500 MPa são reportadas na literatura (TRENT, 1988a). Conforme Oxley (1989), os valores de tensão e de temperatura podem ser maiores que 1200 MPa e 1000 $^{\circ}\text{C}$, respectivamente, e a taxa de deformação por cisalhamento pode estar na ordem de $10^4 - 10^5/\text{s}$. Valores semelhantes da taxa de deformação por cisalhamento foram determinados por Bletton (1990) na usinagem do aço inox com inclusões de

engenharia (velocidade de corte de 180 m.min^{-1} , avanço de $0,25 \text{ mm}$ e profundidade de corte de $1,5 \text{ mm}$). Nessas condições de usinagem, o óxido de alumínio estaria sujeito ao regime plástico.

Equação 1	Equação 2	Equação 3	Equação 4
$\Sigma = \frac{U \cdot \cos \alpha}{d \cdot \cos(\theta - \alpha)}$	$\Sigma = \frac{\cos \alpha}{\sin \cdot \cos(\theta - \alpha)}$	$\tau = \frac{F_s}{a_p \cdot f}$	$\dot{\gamma} = \frac{V}{a_p}$

Oxley e Stevenson (1969) propuseram a equação 1 para determinar a taxa média de deformação por cisalhamento, em que: U é a velocidade de corte, α é o ângulo de saída, d é a largura da zona de cisalhamento e θ é o ângulo de cisalhamento. A taxa total de deformação por cisalhamento é dada pela equação 2.

O cavaco resultante do processo de usinagem com velocidade de corte de 700 m.min^{-1} é classificado segundo o tipo como arrancado, Fig. 5.33. Por meio da micrografia desse tipo de cavaco, não é possível medir o ângulo de cisalhamento. Consequentemente, não é possível calcular a taxa total de deformação por cisalhamento pelas equações 1 e 2. De uma forma bastante simplificada, a tensão de cisalhamento (τ) será calculada pela equação 3. Assumindo que a força de cisalhamento (F_s) é igual à força de avanço (F_f) medida pela plataforma piezelétrica, tem-se que $\tau \approx 1000 \text{ MPa}$. Tal valor foi calculado para uma velocidade de corte de 600 m.min^{-1} . Pelas razões apresentadas no item 4.2, as componentes da força de usinagem não foram medidas na velocidade de corte de 700 m.min^{-1} .

A taxa de deformação por cisalhamento calculada pela equação 4 (http://engineering.darmouth.edu/defmech/chapter_14.htm) é de $6,3 \times 10^3/\text{seg}$. Esse valor é apenas uma aproximação, haja vista que a equação 4 se aplica a cortes contínuos com a formação de cavaco do tipo cisalhado. Conforme explicado anteriormente, o cavaco resultante do processo de usinagem com velocidade de corte de 700 m.min^{-1} é classificado segundo o tipo como arrancado, Fig. 5.33.

Medições da temperatura realizada por Grzesik et al. (2008) na usinagem do ferro fundido nodular com ferramenta à base de $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$ da classe 6090 (mesma ferramenta empregada nesse trabalho) a 320 m.min^{-1} registraram uma temperatura de 413°C . Portanto, é bastante adequado assumir que, durante o processo de usinagem a 700 m.min^{-1} , a fase intergranular de óxido de alumínio esteve sujeita a uma condição favorável ao regime plástico indicado no mapa de deformação do Al_2O_3 . Embora uma camada com alta concentração de alumínio seja observada na superfície da ferramenta, Fig. 5.59 e 5.62, traços de Al_2O_3 não são encontrados no interior da *tribolayer*, sugerindo que o óxido de alumínio na superfície permanece fortemente aderido ao nitreto de silício.

Os mapas de deformação apresentados na Figura 6.1 foram construídos para o Al_2O_3 sem considerar a influência de outros elementos químicos. Para Tai e Mocellin (1999), a adição de

ZrO_2 no Al_2O_3 melhoram a resistência à fluência. Na Figura 6.2(a), observa-se que, quanto maior a concentração de MgO à elevada temperatura, maior é a dureza do material.

Quando o óxido de alumínio, Fig. 5.13, está na superfície da ferramenta, ele é exposto ao contato com vários elementos químicos oriundos do material da peça e da própria superfície da ferramenta, podendo resultar na formação de uma nova camada de material (na superfície da ferramenta) benéfica à usinagem à elevada velocidade de corte.

A caracterização da camada com alta concentração de alumínio, Fig. 5.48 e 5.56, por meio da microscopia eletrônica de transmissão mostrou-se difícil. As dimensões das partículas impossibilitam a realização de difração de elétrons de área selecionada (SAED). A heterogeneidade da composição química, Fig. 5.59, indica que o emprego do EELS se tornaria difícil dada a necessidade de um padrão. Uma boa solução seria o mapeamento dos elementos por EFTEM que não foi possível de ser realizado. Baseado em alguns dados disponíveis na literatura, pode-se inferir que a camada com alta concentração de alumínio tenha propriedades próximas à mulita ou ao SIALON.

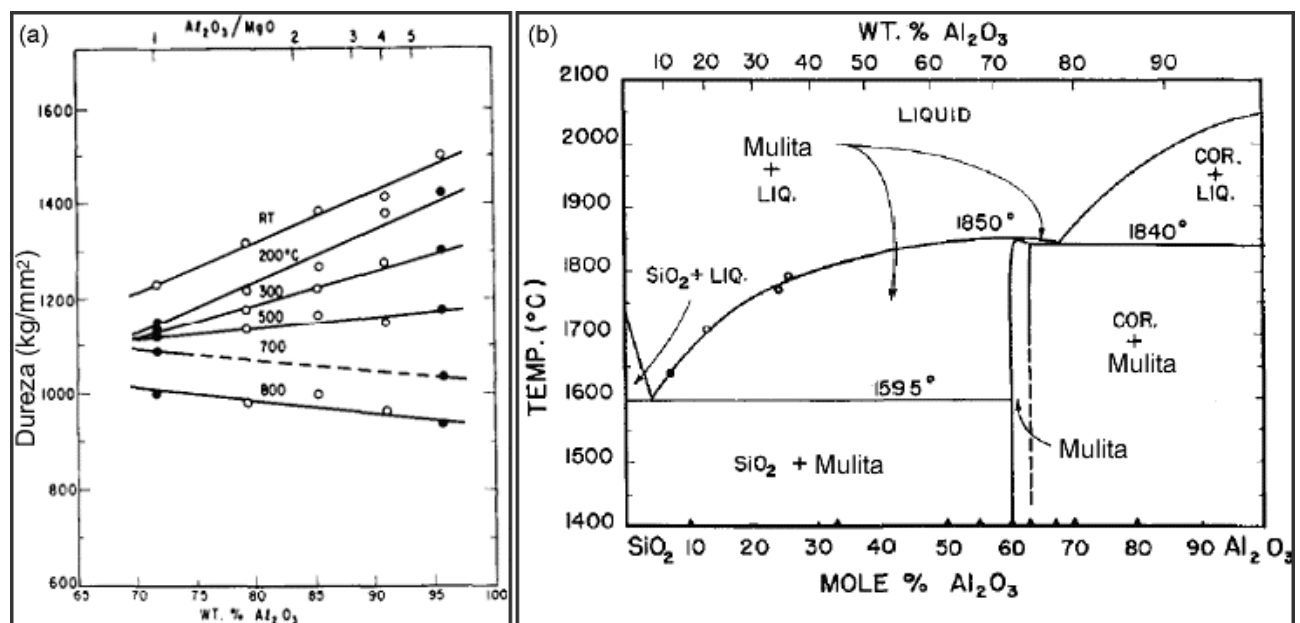


Figura 6.2 – (a) Dependência da composição das isothermas de dureza do $MgAl_2O_4$ (adaptado de. (b) Diagrama de fase do sistema $SiO_2 - Al_2O_3$ (Adaptado de ARAMAKI, ROY, 1962)

Tradicionalmente, a mulita é formada pela reação de sinterização do pó de alumina (Al_2O_3) e da sílica (SiO_2). A mulita é o único composto dentro do sistema sílica (SiO_2) - alumina (Al_2O_3), Fig. 6.2(b), (WONG, 2009). Sua fórmula química é $Al_2[Al_{2+2x}Si_{2-2x}]O_{10-x}$ onde $0,2 < x < 0,85$ (SCHEIDER, KOMARNENI 2005). Comparado ao Si_3N_4 , a mulita tem uma melhor resistência à corrosão e resistência à fluência, maior resistência e tenacidade à elevada temperatura. Sua boa compatibilidade de expansão térmica com o Si_3N_4 (coeficiente de expansão térmica da alumina igual a $8 \times 10^{-6} / ^\circ C$ vs coeficiente de expansão térmica do nitreto de silício igual a $3,3 \times 10^{-6} / ^\circ C$)

faz da mulita um material adequado como cobertura do Si_3N_4 . Embora a alumina também seja uma candidata como cobertura do Si_3N_4 devido à sua alta estabilidade química em ambientes corrosivos, o coeficiente de expansão térmica da alumina ($8 \times 10^{-6} / ^\circ\text{C}$) é significativamente maior que o coeficiente de expansão térmica do nitreto de silício ($3,3 \times 10^{-6} / ^\circ\text{C}$) (WONG, 2009).

Na usinagem do ferro fundido cinzento FC 250 com ferramenta à base de $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$, a única fonte de alumínio é o Al_2O_3 usado na sinterização da ferramenta, Figura 5.13. A quantidade de alumínio no material da peça é apenas residual. A sílica tem origem na oxidação Si_3N_4 na ferramenta de corte, observada nas Figuras 5.49 e 5.50, e confirmada pelas respectivas transformadas de Fourier.

A oxidação do Si_3N_4 é vista na superfície e no interior da ferramenta, Fig. 5.50 e 5.51. As ilhas de oxidação no interior da ferramenta se “comunicam” com a superfície por meio de “canais”, Apêndice D. Na Figura 5.52, nota-se que essas ilhas têm um aspecto levemente diferente do óxido na superfície. Segundo Jacobson (1993), o Si_3N_4 oxida em 5 etapas, Figura 6.3(a). Primeiro, a superfície exposta ao oxidante se oxida na forma de SiO_2 . O oxigênio na superfície se difunde através da camada de SiO_2 na forma molecular ou iônica. Esse oxigênio passa a reagir na interface $\text{SiO}_2 / \text{Si}_3\text{N}_4$, dando origem ao $\text{Si}_2\text{N}_2\text{O}$. Por fim, o N_2 (g) se difunde através do filme de óxido em direção à superfície. Nesse modelo, a difusão de oxigênio através da camada de $\text{Si}_2\text{N}_2\text{O}$ é a etapa mais lenta do processo devido à sua estrutura ser mais compacta do que a do SiO_2 (DU et al. 1989).

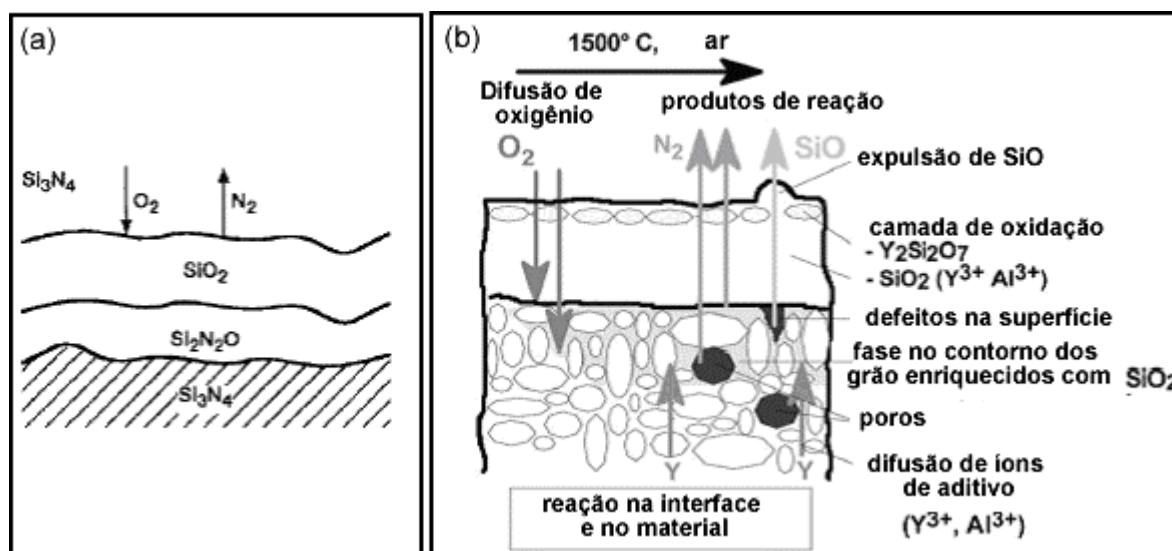


Figura 6.3 – (a) Etapas de oxidação do Si_3N_4 puro (JACOBSON, 1993).

(b) Etapas de oxidação do Si_3N_4 com aditivos de sinterização (KLEMM et al. 2003)

Conforme Ogbuji (1995) a camada intermediária de oxinitreto possui uma composição que varia gradualmente entre o Si_3N_4 e o SiO_2 , de acordo com a equação $\text{Si}_n\text{N}_{4-n}\text{O}_n$, em que n varia de 0 na camada de óxido até 4 no substrato.

Como explicado anteriormente, em razão da natureza covalente do Si_3N_4 , aditivos de sinterização são usados durante a fabricação da ferramenta. Os modelos previamente descritos não consideram a presença de aditivos de sinterização, como o Al_2O_3 identificado na caracterização da ferramenta, Fig. 5.13. A adição de aditivos de sinterização altera o mecanismo de oxidação do nitreto de silício. A Figura 6.3(b) mostra esquematicamente a oxidação do Si_3N_4 com aditivos de sinterização. À medida que o oxigênio penetra no nitreto de silício, os grãos oxidam formando a fase SiO_2 na superfície do grão de Si_3N_4 . Após a formação inicial da camada de SiO_2 , um gradiente de concentração dos íons de elementos de terra rara⁽²⁾ (RE^{3+}) entre o contorno dos grãos de Si_3N_4 e a camada de material oxidada é formado. A força, resultante do gradiente de concentração dos íons de RE^{3+} , promove uma difusão dos íons de RE^{3+} em direção à superfície da camada de óxido. Os íons de RE^{3+} reagem com o SiO_2 e o oxigênio formando o $\text{Re}_2\text{Si}_2\text{O}_7$ (KLEMM et al. 2003). Essas reações, que resultam na formação da camada de disilicato, dependem de muitos fatores, tais como: distribuição, composição e cristalinidade da microestrutura inicial da fase intergranular, da mobilidade do cátion, e da temperatura. A consequência da difusão do RE^{3+} é uma alteração na composição química e na microestrutura da fase no contorno do grão, conduzindo à degradação do Si_3N_4 (WONG, 2004). Tal modelo proposto por Klemm et al. (2003), disponível na literatura, é o que mais se aproxima da microestrutura observada na Figura 5.57. Inclusive os “pontinhos” na superfície do SiO_2 , indicados na Figura 5.57(b) entre duas retas pontilhadas, sugeridos por Klemm como sendo $\text{Y}_2\text{Si}_2\text{O}_7$, são observados. O modelo proposto por Klemm et al. (2003) não considera a possibilidade de formação da camada com alta concentração de alumínio. Estudo sobre o mecanismo de oxidação do Si_3N_4 com Y_2O_3 + Al_2O_3 (a combinação Y_2O_3 + Al_2O_3 é bastante utilizada como aditivos de sinterização por formar fases intergranulares) desenvolvido por Backhaus-Ricoult e Gogosti (1995) indica que a oxidação aconteça do seguinte modo:

1. formação do aluminosilicato de baixa viscosidade;
2. o aluminosilicato penetra nos contornos do grão do Si_3N_4 ;
3. oxigênio e alumínio são difundidos nos grãos de Si_3N_4 ;
4. dissolução dos grãos descritos no item 3 no aluminosilicato ;
5. SiO_2 e $\text{Y}_2\text{Si}_2\text{O}_7$ são precipitados no aluminosilicato;
6. nitrogênio é difundido através do aluminosilicato para a superfície.

De certa forma, esse modelo se aproxima do resultado verificado na Figura 5.56. Entretanto, não há na literatura trabalhos sobre o mecanismo de oxidação do Si_3N_4 em condições semelhantes ou próximas das desenvolvidas na usinagem do ferro fundido cinzento FC 250 na velocidade de corte a $700 \text{ m} \cdot \text{min}^{-1}$ que possam ser usados para suportar os dados obtidos neste trabalho.

⁽²⁾ óxidos de terra rara (RE_2O_3), tais como ytria e lantânio, são usados na sinterização do nitreto de silício com o objetivo de reduzir a temperatura de sinterização.

Quanto à fonte de oxigênio para a oxidação do Si_3N_4 , pode-se sugerir que, durante os momentos iniciais do processo de usinagem, quando não há ainda a formação de uma camada protetora sobre a superfície da ferramenta, e considerando o mecanismo de formação do cavaco em intervalos muito pequenos, item 5.4, o oxigênio entra em contato com a superfície (em alta temperatura) favorecendo a oxidação. É possível ainda sugerir, embora não se possa afirmar, que o oxigênio poderia ter origem no Al_2O_3 na superfície da ferramenta.

É reportado na literatura, ver *Capítulo 3 – Usinabilidade do Ferro Fundido Cinzento*, que o alumínio é extremamente benéfico à usinagem dos materiais. Quando adicionado no material da peça, favorece a formação de uma camada de Al_2O_3 sobre a superfície da ferramenta. Segundo Yamane et al. (1987, 1990), ver *item 3.1*, a formação dessa camada de Al_2O_3 é a responsável pela redução do desgaste da ferramenta com o aumento da velocidade de corte. Quando presente na forma de inclusões no material da peça também favorece a usinabilidade pela formação da camada Al_2O_3 na superfície da ferramenta.

Sabe-se também, da literatura referente às inclusões de engenharia nos aços, que o Al_2O_3 é um eficiente substrato de nucleação do MnS, mostrando a afinidade química entre esses dois elementos. De acordo com Katayama e Hashimura (1995), a elevada energia de formação do sulfeto de Al_2O_3 , Figura 4.7(b), favorece a adesão do MnS na superfície da ferramenta. Tal análise é confirmada pelos resultados mostrados nas Figuras 5.56 e 5.59.

Também é constatado na Figura 5.50 que o MnS adere ao SiO_2 , resultante da oxidação do Si_3N_4 . Portanto, o MnS, presente no material da peça na forma de inclusões, adere à camada com alta concentração de alumínio ou no SiO_2 formado na superfície da ferramenta.

Conforme explicado no item referente à análise da amostra obtida a $300 \text{ m} \cdot \text{min}^{-1}$, a densidade do SiO_2 e do Si_3N_4 é $2,2 \text{ g} \cdot \text{cm}^{-3}$ e $3,2 \text{ g} \cdot \text{cm}^{-3}$, respectivamente (CAI, 1989). Como resultado dessa diferente densidade, tensões internas são desenvolvidas entre os materiais, conduzindo à formação de trincas na camada oxidada, resultante da transformação do Si_3N_4 em SiO_2 (BIN et al. 2007). A força de avanço impõe uma tensão de cisalhamento na face da ferramenta de corte. Assim, a camada oxidada é “destacada” do gume e da face da ferramenta e transportada pela superfície inferior do cavaco de ferro fundido cinzento até uma posição onde o cavaco se separa da face da ferramenta. Essa explicação é suportada pela análise química da *tribolayer* constituída, principalmente, por MnS e SiO_2 .

A ausência de fragmentos com alta concentração de alumínio na *tribolayer* sugere que a camada “rica” em alumínio, formada sobre a superfície da ferramenta, é fortemente aderida ao substrato de $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$. Com base nos referidos dados, tem-se que a redução do desgaste à elevada velocidade de corte deve-se à formação de uma camada de material com alta concentração de alumínio, oriunda do material de sinterização, que favorece a adesão da inclusão de MnS (proveniente do material da peça). Dessa forma, a camada de MnS permanece aderida à superfície da ferramenta de corte funcionando como um eficiente lubrificante.

6.4 Tribolayer obtida na região do gume com alta concentração de alumínio na pastilha à base de β - Si_3N_4 empregada na usinagem do ferro fundido cinzento a 700 m.min^{-1}

Apenas os pontos não discutidos na amostra obtida na região com alta concentração de enxofre e manganês, resultante da usinagem a 700 m.min^{-1} , item 6.3, serão apresentados a seguir.

A *tribolayer* é formada, sobretudo, por sulfeto de manganês combinado com elementos da peça e da ferramenta, e por fragmentos das inclusões de MnS. A presença de fragmentos de inclusões de MnS com seção transversal esférica, com diâmetro de aproximadamente 24 nm, no interior da *tribolayer*, Fig. 5.64, 5.66(a) e 5.71(a), sugere que a tensão cisalhante e compressiva exercida pelo cavaco na superfície da ferramenta, em alguns momentos, foi insuficiente para deformar a inclusão de MnS. A Figura 6.4 mostra a superfície inferior do cavaco produzida na usinagem do ferro fundido cinzento FC 250 com pastilha à base de β - Si_3N_4 a 300 m.min^{-1} , Fig. 6.4(a), e 700 m.min^{-1} , Fig. 6.4(b). Regiões sem marcas de contato com a superfície da ferramenta são observadas na superfície inferior do cavaco produzido a 700 m.min^{-1} , Fig. 6.4(b). Na usinagem a 300 m.min^{-1} , marcas de contato com a superfície da ferramenta são vistas ao longo de toda a superfície inferior do cavaco, Fig. 6.4(a). Tais observações são coerentes com os valores das componentes da força de usinagem medidos por meio da plataforma piezelétrica, item 5.4, e com o mecanismo de formação de cavaco. Na Figura 6.4(b), destacou-se, por meio de um quadrado, uma inclusão de sulfeto de manganês aderida à superfície inferior do cavaco e, aparentemente, não deformada. O mapeamento por EDS dessa inclusão é exibido no Apêndice C2.

Portanto, o mecanismo de formação do cavaco contribui para o grau de interação da inclusão de MnS (proveniente do material da peça) com a superfície da ferramenta.

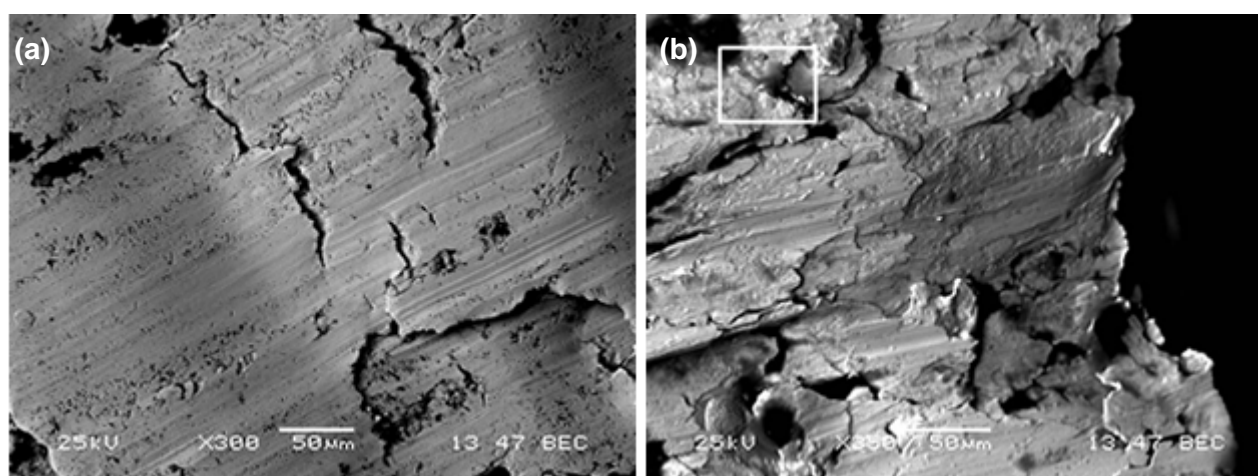


Figura 6.4 – Superfície inferior do cavaco produzido na usinagem do ferro fundido cinzento FC 250 com pastilha à base de β - Si_3N_4 a 300 m.min^{-1} (a) e 700 m.min^{-1} (b).

Imagens em alta resolução – HRTEM das inclusões adjacentes à superfície da ferramenta, Fig. 5.66(b), 5.70(a) e 5.71(a), mostram fragmentos de MnS aderidos à superfície da ferramenta por meio de uma camada amorfa, provavelmente SiO₂. Em nenhuma análise, o sulfeto de manganês foi encontrado diretamente ligado ao β-Si₃N₄, apontando, assim, que o óxido tem um importante papel na transferência seletiva das inclusões de MnS. Essa observação é suportada pelas informações técnicas apresentadas no *Capítulo 3.2.1* sobre o papel do óxido, na superfície da ferramenta, para a transferência seletiva das inclusões de MnS no material da peça.

A presença de óxidos na superfície da ferramenta como resultado da oxidação do nitreto de silício foi extensamente discutida no item 6.3. Um dos modelos mostrados foi o de Jacobson (1993), que propõe a oxidação do Si₃N₄ em 5 etapas, Figura 6.3(a). Primeiro, a superfície exposta ao oxidante se oxida na forma de SiO₂. O oxigênio na superfície se difunde através da camada de SiO₂ na forma molecular ou iônica. Esse oxigênio passa a reagir na interface SiO₂/ Si₃N₄, dando origem ao Si₂N₂O. Por fim, o N₂ (g) se difunde através do filme de óxido em direção à superfície.

Com auxílio da Figura 5.72(a), o modelo de oxidação do Si₃N₄ proposto por Jacobson (1993) também foi constatado nesta pesquisa. Tanto a oxidação do Si₃N₄ em SiO₂ quanto à reação na interface SiO₂/ Si₃N₄, dando origem ao Si₂N₂O, são verificadas nas imagens de HRTEM.

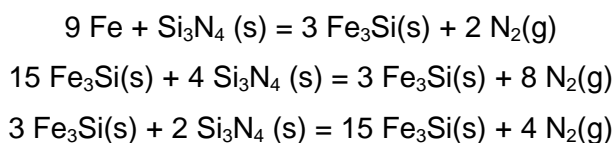
Além da oxidação da superfície, também é observada a presença do elemento ferro, oriundo do material da peça, no interior da ferramenta na forma de nanopartículas esféricas, a 370 nm da “superfície”, Fig. 5.77, numa região intensamente alterada fisicamente.

A interação da cerâmica à base de β-Si₃N₄ com o ferro, ou as suas ligas, já foi objeto de várias pesquisas (OLIVEIRA et al. 2000; HEIKINHEIMO et al. 1996; SHIMOO et al. 1999; LAOUI et al. 1994; POZA et al. 2008; SILVA et al. 1997) as quais relatam a difusão de silício, resultante da dissociação do Si₃N₄, no ferro ou nas suas ligas. Nesses artigos, não há menção de difusão do elemento ferro no interior da cerâmica. De acordo com Kalin et al. (2000), a dissociação do Si₃N₄ em contato com o ferro, em temperaturas maiores que 1100 °C, pode ser escrita da seguinte forma:



em que [Si]_{Fe} e [N]_{Fe} são silício e nitrogênio, respectivamente, dissolvidos no aço.

Os produtos da reação do Si₃N₄ com o ferro são silicetos de ferro (Fe₃Si, Fe₅Si e FeSi). Reações de formação de silicetos são representadas pelas equações (SHIMOO, 1999):



Segundo Oliveira et al. (2000), a cerâmica à base de Si_3N_4 , quando em contato com as ligas de ferro, à elevada temperatura, se decompõe criando uma região de difusão, cuja reação é controlada pela difusão do Si no $\alpha\text{-Fe}$. Em temperaturas menores que 500°C , as cerâmicas são estáveis em contato com o aço (KALIN et al. 2000). No ensaio estático realizado por Heikinheimo et al. (1996), entre o par ferro- Si_3N_4 , o elemento silício difundiu cerca de $500\text{ }\mu\text{m}$, após 30 h de aquecimento a 1100°C , para o interior do ferro.

Dissolução do ferro, oriundo do aço, na cerâmica à base de Si_3N_4 é reportada por Kalin et al. (2000) em ensaios estáticos realizados em temperaturas maiores que 1100°C . Nessas condições, os elementos silício e nitrogênio dissolvem no aço ao mesmo tempo que o elemento ferro difunde na região decomposta da cerâmica.

A difusão de silício nas ligas ferrosas é alterada pela: temperatura, presença de elementos de liga no material da peça (OLIVEIRA et al. 2000; SILVA et al. 1997) e pelos elementos de sinterização na ferramenta (LAOUI et al. 1994), considerando um processo estático.

Nos processos dinâmicos, tais como: ensaios de tribologia ou testes de usinagem, também não é reportada na literatura (SILVA et al. 1997; VLEUGELS et al. 1995, FALLBÖHMER et al. 2000; NOVAK et al. 1999; SKOPP et al. 1995; GOMES et al. 2001, GAO et al. 1997; MELANDRI et al. 1995) a difusão do elemento ferro no Si_3N_4 .

Um exame detalhado da seção transversal da ferramenta, Fig. 5.77, revela a presença de áreas com alta concentração de ferro numa região intensamente alterada fisicamente, mostrada pelas referências numéricas (6, 1, 3), e no interior das “trincas”, indicadas na ferramenta pelas referências numéricas (2, 4, 5). Portanto, pode-se afirmar que o ferro não difunde no nitreto de silício, em acordo com a literatura (OLIVEIRA et al. 2000; HEIKINHEIMO et al. 1996; SHIMOO et al. 1999; LAOUI et al. 1994; POZA et al. 2008; SILVA et al. 1997), mas penetra em imperfeições (trincas) na superfície da ferramenta devido à intensa tensão compressiva exercida pelo cavaco.

Do exposto, conclui-se que a presença de imperfeições na superfície da ferramenta favorece a entrada de material da peça que pode comprometer a performance da ferramenta. Dois tipos de imperfeições são observados, Fig. 5.77(a), quais sejam: deformação e fraturas.

As fraturas verificadas nos materiais cerâmicos podem ser intergranulares e/ou intragranulares. As fraturas intergranulares são observadas em temperatura ambiente e as fraturas intragranulares, em elevadas temperaturas (ZANOTTO et al. 1991). A formação de fraturas intragranulares vistas na Figura 5.79 é coerente com o reportado na literatura, haja vista a elevada temperatura desenvolvida no processo de usinagem.

Nas cerâmicas contendo ligantes na sua microestrutura, à elevada temperatura, as fraturas acontecem preferencialmente na fase intergranular (CHEN et al. 2000; ROUXEL, 2001). Contudo, da análise da Figura 5.79, percebe-se que as fraturas desenvolveram-se no interior dos whiskers de $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$.

A força resultante de usinagem (F) é de 719N e forma, com o plano contendo as forças passiva (F_p) e de avanço (F_f), um ângulo de 40 graus. Portanto, o ângulo calculado a partir das componentes da força de usinagem medidos por meio da plataforma piezelétrica instaladas no torno está compreendido no intervalo dos ângulos de fratura medidos na amostra da seção transversal da ferramenta, Figura 5.79.

Imagem mais detalhada da fratura desenvolvida na pastilha à base de β - Si_3N_4 na usinagem do ferro fundido cinzento a 700 m.min^{-1} é apresentada na Figura 5.73(a). Detalhes em alta resolução – HRTEM da trinca indicada na Figura 5.73(a) são mostrados na Figura 5.73(b).

Embora a ferramenta à base de β - Si_3N_4 seja empregada com sucesso na usinagem dos ferros fundidos cinzentos, fica claro, a partir da análise da seção transversal da ferramenta, por meio da microscopia eletrônica de transmissão, que a flutuação nas componentes da força de usinagem, como resultado da presença da grafita na matriz do ferro fundido cinzento, compromete a integridade da ferramenta de corte.

A flutuação das componentes da força de usinagem no torneamento do ferro fundido cinzento é menor quanto maior a velocidade de corte. Essa observação explica, em parte, o melhor desempenho das ferramentas de cerâmica à elevada velocidade de corte.

Além das fraturas intragranulares, é possível observar outro mecanismo de alteração da integridade da ferramenta. Embora ainda não seja possível afirmar, pode-se sugerir, da análise da Figura 5.80, que maclas são formadas no material da ferramenta como resultado da ação das componentes da força de usinagem. O espaçamento entre as possíveis maclas é de aproximadamente 5,5 nm, conforme indicado na Figura 5.80.

Segundo Suganuma et al. (1988), a grande diferença do coeficiente de expansão térmica entre o Si_3N_4 ($\cong 3 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$) e o material aderido na superfície, por exemplo: o aço ($\cong 12 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$), pode resultar em tensões residuais na interface cerâmica – metal durante o resfriamento, principalmente quando o material na superfície está fortemente aderido ao substrato (KALIN et al. 2000) favorecendo o surgimento de trincas.

Os testes estáticos (BELMONTE et al. 2007; GOGOTSI, 2003) e dinâmicos realizados com o intuito de entender o mecanismo da fratura nas cerâmicas à base de β - Si_3N_4 à temperatura ambiente (HOFFMANN, 1995) ou à elevada temperatura (CHEN et al. 2000; HOFFMANN, 1995) não simulam o agressivo ambiente no qual a ferramenta é exposta na usinagem do ferro fundido à elevada velocidade de corte. Por isso, as alterações físicas verificadas na ferramenta de corte à base de β - Si_3N_4 empregada na usinagem do ferro fundido cinzento a 700 m.min^{-1} não encontram subsídio nos resultados disponíveis na literatura.

Dentro deste quadro de resultados, obtidos dentro das possibilidades nas quais este trabalho foi desenvolvido, são exibidas, no próximo capítulo, as conclusões acerca dos resultados aqui discutidos.

CAPÍTULO 7

CONCLUSÕES E SUGESTÕES PARA FUTUROS TRABALHOS

O emprego, nesta pesquisa, de técnicas avançadas e de alta resolução permitiu compreender os mecanismos envolvidos na redução do desgaste das ferramentas com o aumento da velocidade de corte. A alta resolução das imagens e das microanálises químicas fornecidas pelas técnicas empregadas, quais sejam: TEM, STEM, HRTEM, SAED, EELS e EFTEM, viabilizaram uma caracterização detalhada e segura, em escala nanométrica, da *tribolayer* e da própria ferramenta de corte utilizada nos experimentos de usinagem. Dessa forma, os objetivos desta tese, já enunciados, foram plenamente alcançados, como se pode verificar a partir dos principais resultados descritos a seguir.

A análise química da ferramenta, por microscopia eletrônica de varredura, revelou que na usinagem a 300 m.min⁻¹, a região com alta concentração dos elementos enxofre e manganês está localizada no final do desgaste de flanco e na face, após a região de contato cavaco-ferramenta. Isto significa que, as inclusões de MnS, seletivamente transferidas da peça pelo flanco são transportadas pela ação da superfície transitória da peça. Quando seletivamente transferidas pela face, as referidas inclusões são levadas pela superfície inferior do cavaco até o final da região de contato cavaco-ferramenta. Na usinagem a 700 m.min⁻¹, a região com alta concentração dos elementos enxofre e manganês, juntamente o alumínio, está localizada sobre o gume da ferramenta.

Embora a concentração dos elementos enxofre e manganês seja maior na ferramenta empregada na usinagem a 300 m.min⁻¹, a sua localização não contribui significativamente para diminuir a interação dos pares peça-ferramenta e ferramenta-cavaco. Na usinagem a 700 m.min⁻¹, a localização da região com alta concentração dos elementos enxofre e manganês, sobre o gume, mostrou-se eficiente para a redução do desgaste da pastilha à base de β -Si₃N₄. Portanto, diferentemente do que está exposto na literatura, apenas a formação de uma camada de MnS na superfície da ferramenta não favorece o desenvolvimento do “comportamento atípico” do desgaste. A localização dessa camada é determinante na manutenção do gume e na redução do desgaste da ferramenta a elevadas velocidades de corte. Quanto à localização dos elementos enxofre e manganês, os três fatores seguintes devem ser destacados: formação de uma camada com alta concentração de alumínio e fortemente aderida ao gume da ferramenta, redução das componentes da força de usinagem com o aumento da velocidade de corte, e alteração do mecanismo de formação do cavaco.

Outro aspecto relevante desta pesquisa refere-se à identificação de uma camada com alta concentração de alumínio na região de transição *tribolayer*-ferramenta observada por meio da microscopia eletrônica de transmissão e identificada pelo EDS, nas amostras de seção transversal do gume da ferramenta empregada na usinagem a 700 m.min⁻¹. Assim, uma constatação importante refere-se ao papel do material de sinterização no desenvolvimento do “comportamento atípico”. Embora relegado a um segundo plano e considerado pelos fabricantes de ferramentas como um mal necessário, fica evidente nesta pesquisa a importância do referido elemento. Na usinagem a 700 m.min⁻¹, o óxido de alumínio combina/reage com o óxido de silício formando uma nanocamada com espessura da ordem de 10 nm entre a ferramenta de corte e a *tribolayer*. Essa nanocamada, com alta concentração de alumínio, é considerada co-responsável pelo “comportamento atípico”. Primeiro, porque favorece a manutenção das inclusões de MnS sobre o gume da ferramenta e segundo porque inibe a oxidação do β -Si₃N₄. Dadas às limitações dos equipamentos empregados nessa pesquisa, as propriedades e a microestrutura dessa nanocamada não foram determinadas. No entanto, entende-se que sua completa caracterização é importante porque permitirá o desenvolvimento de novos revestimentos aplicados ao β -Si₃N₄ e no aperfeiçoamento das ferramentas de corte à base de β -Si₃N₄.

Embora, na literatura, a oxidação do nitreto de silício seja considerada algo prejudicial para a ferramenta por ser considerada um mecanismo de desgaste, os resultados apresentados nesta tese demonstram que, dependendo das condições desenvolvidas na “interface cavaco-ferramenta”, a oxidação da superfície pode ser benéfica. Sob certas condições de temperatura e pressão, não quantificadas, o óxido de silício reage com o óxido de alumínio formando uma camada que protege a superfície da ferramenta e favorece a adesão e a manutenção das inclusões de sulfeto de manganês sobre gume, conforme discutido anteriormente. A oxidação do β -Si₃N₄, observada nas imagens de HRTEM e identificadas com auxílio dos padrões de difração de elétrons e/ou das transformadas de Fourier, acontece devido à transformação em SiO₂ com uma reação intermediária em Si₂N₂O. Portanto, os resultados aqui apresentados contribuem para a validação de alguns modelos de oxidação encontrados na literatura.

Com o emprego do TEM, STEM, HRTEM, SAED, EELS e EFTEM no estudo da microestrutura e da composição química da *tribolayer*, foi possível constatar que essa não é formada apenas por inclusões de MnS, como afirmam as fontes consultadas. Constatou-se que a *tribolayer* é constituída por fragmentos de SiO₂, β -Si₃N₄ e por sulfeto de manganês recristalizado dinamicamente. Foi possível observar, também, que quando as inclusões de MnS são seletivamente transferidas e aderidas sobre o SiO₂ na superfície da ferramenta - resultante da oxidação do β -Si₃N₄, o sulfeto de manganês é facilmente removido do gume, sendo transportada pelo cavaco até o final do contato cavaco-ferramenta na face desta. Apenas quando há a formação da mencionada camada com alta concentração de alumínio no gume haverá condições para a manutenção da inclusão.

O emprego da microscopia eletrônica de transmissão na análise da *tribolayer* permitiu observar também que na usinagem a 300 m.min^{-1} , as inclusões de MnS aderidas ao SiO_2 , quando submetidas a tensões cisalhantes pela superfície inferior do cavaco, são facilmente removidas do gume devido à diferente densidade do SiO_2 e do $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$. Na usinagem a 700 m.min^{-1} , como resultado das condições desenvolvidas na interface cavaco-ferramenta, há a formação de uma camada fortemente aderida ao gume da ferramenta, e principalmente composta por alumínio. Assim, inclusões de MnS aderidas a essa camada serão mantidas sobre o gume.

Por fim, cumpre uma observação acerca da alteração do mecanismo de formação do cavaco de cisalhado para arrancado, isto ao passar de 300 para 700 m.min^{-1} . Essa mudança é acompanhada por uma redução nas componentes da força de usinagem. Consequentemente, as tensões compressivas e de cisalhamento sobre o gume serão menores na usinagem a elevada velocidade. Assim, as condições para a manutenção da inclusão de MnS no gume serão mais favoráveis a elevada velocidade de corte.

Com esses resultados obtidos na presente pesquisa pode-se afirmar que as informações disponíveis na literatura eram demasiadamente simplistas diante de um fenômeno comprovado de extrema complexidade onde o material da peça, o material da ferramenta, o mecanismo de formação do cavaco e as condições tribológicas na interface cavaco-ferramenta assumem importante papel.

Fundamentando-se nas provas obtidas e nos argumentos apresentados, sugere-se que a redução do desgaste da ferramenta à base de $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$ na usinagem do ferro fundido cinzento FC 250 com o aumento da velocidade de corte é resultado: da formação de uma camada com alta concentração de alumínio fortemente aderida ao gume da ferramenta; da redução das componentes da força de usinagem; e da transferência seletiva das inclusões de MnS presentes no material da peça para a superfície da ferramenta.

Durante décadas, inúmeros pesquisadores concentraram esforços no estudo dos mecanismos de interação do material da peça com o material da ferramenta de corte com vistas ao desenvolvimento de novos materiais de ferramenta e o aperfeiçoamento do material da peça objetivando uma melhor usinabilidade. O progresso nessa área caminhou paralelamente aos avanços das técnicas de caracterização. Entre as técnicas largamente empregadas, destaca-se a microscopia eletrônica de varredura na avaliação dos desgastes das ferramentas e no estudo dos modos de interação do material da peça com o material da ferramenta. Entretanto, os resultados desta pesquisa mostram ser essa uma técnica muito limitada ao entendimento de fenômenos tão complexos e com dimensões impossíveis de serem observadas num equipamento como o MEV. Embora a microscopia eletrônica de transmissão não seja comumente empregada no estudo dos mecanismos de desgaste desenvolvidos nas ferramentas durante o processo de usinagem, os resultados apresentados nesta tese mostram ser essa é uma ferramenta indispensável na compreensão da interação do material da peça com o material da ferramenta de corte. Por meio

do desenvolvimento de uma nova metodologia que combinou o emprego da técnica de feixe de íons focalizados com o TEM, STEM, HRTEM, SAED, EELS e EFTEM foi possível, finalmente, compreender com maior clareza e precisão os mecanismos responsáveis pela redução do desgaste da ferramenta com o aumento da velocidade de corte. Dessa forma, os objetivos apresentados foram alcançados com sucesso.

Portanto, frente ao exposto, pode-se afirmar que esta pesquisa representa uma importante contribuição para o avanço do conhecimento na área em questão, tanto pelo aspecto dos resultados obtidos, quanto pela metodologia e combinação técnicas utilizadas na análise, e deste modo atende plenamente os requisitos para caracterizá-la como tese de doutorado.

SUGESTÕES PARA FUTUROS TRABALHOS

- Realizar os ensaios de usinagem em velocidades de corte maiores que $700 \text{ m} \cdot \text{min}^{-1}$ a fim de verificar se a redução do desgaste de flanco da ferramenta se mantém com o aumento da velocidade de corte;
- Estudar o mecanismo de formação da camada com alta concentração de alumínio, a sua composição e microestrutura. Esse entendimento permitirá: o desenvolvimento de coberturas para ferramentas de corte à base de $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$; o desenvolvimento de coberturas para peças à base de $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$ cujo par tribológico contenha inclusões de MnS, por exemplo: mancais à base de $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$ e eixo de aço (com inclusões de MnS na microestrutura) favorecendo a ação lubrificante das inclusões de MnS;
- Realizar trabalhos semelhantes com ferramenta à base de Al_2O_3 , PCBN e CBN;
- A fundição de ferro fundido cinzento com alumínio para favorecer a manutenção da camada de MnS na superfície de ferramentas de corte que não contenham na sua microestrutura Al_2O_3 ;
- A fundição de ferro fundido vermicular com alumínio para formação *in situ* de uma camada de Al_2O_3 sobre a superfície da ferramenta;
- O desenvolvimento de trabalho semelhante com a ferramenta à base de $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$, classe CC6190 fabricada pela Sandvik, para verificar a influência da redução da quantidade de Al_2O_3 na usinabilidade do ferro fundido cinzento. Dessa forma será possível demonstrar que os aspectos tribológicos devem ser considerados no desenvolvimento de materiais para ferramentas de corte;
- Avaliar a textura e a integridade da peça usinada.

CONSIDERAÇÕES FINAIS

A completa compreensão dos mecanismos responsáveis pela redução do desgaste da ferramenta à base de $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$ na usinagem do ferro fundido cinzento FC 250 com o aumento da velocidade de corte requer a caracterização de uma grande quantidade de amostras de seção transversal obtidas em diferentes regiões na face, no flanco e no gume da ferramenta.

A preparação de amostras de TEM, a caracterização dessas amostras por microscopia eletrônica de transmissão, e a interpretação dos dados obtidos é um processo muito demorado. Dessa forma, com base nas informações na literatura, capítulos 2 e 3, definiu-se regiões estratégicas para obtenção das amostras. Por meio das informações obtidas com a caracterização dessas amostras foi possível, finalmente, compreender os mecanismos responsáveis pela redução do desgaste da ferramenta à base de $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$ na usinagem do ferro fundido cinzento FC 250 com o aumento da velocidade de corte.

Essa compreensão foi possível devido ao emprego de modernas técnicas de preparação de amostras de TEM e caracterização dessas amostras com resolução nanométrica.

Embora a microscopia eletrônica de transmissão não seja comumente empregada no estudo dos mecanismos de desgaste desenvolvidos nas ferramentas de corte durante o processo de usinagem, os resultados apresentados neste trabalho mostram ser essa uma ferramenta indispensável na compreensão da interação entre o material da peça e da ferramenta de corte.

CAPÍTULO 8

REFERÊNCIAS

“Não está na natureza das coisas que o homem realize um descobrimento súbito e inesperado; a ciência avança passo a passo e cada homem depende do trabalho dos seus predecessores”.

Sir Ernest Rutherford.

ADAMSON, A.W. **Physical Chemistry of Surfaces**. 3 ed., United States of America: John Wiley & Sons, 1976.

AIZAWA, et al. Self-lubrication mechanism via the in situ formed lubricious oxide tribofilm. **Wear**, n.259, 2005, p.708-718.

AKASAWA, T. et al. Effects of free-cutting additives on the machinability of austenitic stainless steels. **Journal of Materials Processing Technology**. 143-144, 2003, p.66-71.

AKIRA, K. et al. NIPPON STEEL CORP. Finish Cutting Tool and Finish Cutting Method for Sulfur-Contained Steel. **JP63295104A**. 01 dez. 1988.

ALCAN ALUMINUM CORPORATION. Edul M. Daver et al. Machinable Powder Metallurgical Parts and Method. **US005118341A**. 28 mar. 1991, 2 jun. 1992.

American Foundry Society. Iron Castings Engineering Handbook. **AFS**, p. 95-131. 2003.

ARAMAKI, S.; Roy, R. Revised phase diagram for the system $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$. **J.Am Ceram. Soc.** 45, 229-242 (1962).

ASHBY, M.F. A first report on deformation-mechanism maps, **Acta Metall.** 20 (1972) 887-897.

ASM HANDBOOK. Friction, Lubrication and Wear Technology. Vol.18, 1993, p.98-111.

ASTALHOV, V.P. et al. Chip Structure Classification Based on Mechanics of its Formation. **Journal of Materials Processing Technology**. 71, 1997, p.247-257.

AUERKARI, P. Mechanical and physical properties of engineering alumina ceramics. Espoo 1996, Technical Research Centre of Finland, VTT Tiedotteita – Meddelanden – Research Notes 1792.26.

AZEVEDO, G.M. et al. Análise da Temperatura Durante Torneamento de Aço Temperado. **Máquinas e Metais**. Dez. 2003, p.100-111.

BACKHAUS-RICOULT, M.; GOGOTSI, Y.G. Identification of Oxidation Mechanisms in Silicon Nitride Ceramics by Transmission Electron Microscopy Studies of Oxide Scale. **J. Mater. Res.** v. 10, n. 9, p. 2306-2321, 1995.

BALL CORPORATION. Arnold F. Marcontonio. High Temperature Release and Lubricating Compositions for Glass Molds. US n. PI4131552. 13 out. 1977, 26 dec. 1978.

BEISS, P.; KUTSCH, U. Machinability of Sintered Stainless Steel 439LHC. **Power Metallurgy**, v. 39, n. 1, p. 66-70, 1996.

BELMONTE et al. Mechanical properties and contact damage behavior in aligned silicon nitride materials. **J. Am. Ceram. Soc.** 90 (2007) 1157 – 1163.

BIN et al. High-temperature oxidation behavior and mechanism of Si₃N₄/Si₃N₄w/TiN nanocomposites ceramic cutting tool materials, **Materials Science and Engineering: A**, 459 (2007) 86-93.

BITTES et al. The Relationship Between Inclusionary Deposits and the Wear of Cutting Tools. **Journal of Materials Processing Technology**, n.54, 1995, p.88-96.

BLETTON, O. et al. Influence of oxide nature on the machinability of 316L stainless steels. **Wear**, 1990, p.179-193.

Bocanegra-Bernal, M.H.; Matovic, B. Dense and near-net-shape fabrication of Si₃N₄ ceramics, **Materials Science and Engineering: A**, 500 (2009) 130-149.

BOEHS, L. **Influência do Sulfeto de Manganês na Usinabilidade do Ferro Fundido Maleável Preto Ferrítico**. 1979. 105f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 1979.

BRANDT, G.; MIKUS, M. An Electron Microprobe and Cathodoluminescence Study of Chemical Reactions Between Tool and Workpiece when Turning Steel with Alumina-Based Ceramics. **Wear**, n.115, 1987, p.243-263.

BRION, J.M. et al. Mechanisms of built-up layer formation on turning tools: influence of tool and workpiece. **Wear**, n.154, 1992, p.225-239.

CAI, L.S. Material Manual, **Science Press**, 1989, pp.1.

CAMPBELL et al., The influence of intergranular phases on the tribological performance of sialons, **Materials Science and Engineering A**, 207 (1996) 72-86.

CAMPBELL, J.A. **Por Que Ocorrem Reações Químicas?** Trad. Eurico de Carvalho Filho e Renato G. Gecchini, São Paulo: Edgard Blücher, 1965.

CAPPELLI, P. G. et al. Evaluation of Different Deoxidized Steels. In: INFLUENCE OF METALLURGY ON MACHINABILITY, 7, 1975. **Proceedings of the International Symposium on Influence of Metallurgy on Machinability**. United States of America: American Society for Metals, 1975. p.174-188.

CHANDRASEKARAN, H. et al. Tribological aspects of tool–chip and tool–work contact in machining and the application of laser spectrometry. **Wear**, n.260, 2006, p.319-325.

CHEN et al. Mechanisms of high-temperature fatigue in silicon carbide ceramics. **Fatigue and Fracture Behavior of High Temperature Materials**, 2000.

COLMENARES et al. Análisis of manganese particulates from automotive decomposition of methylcyclopentadienyl manganese tricarbonyl, **Applied Surface Science** 151 (1999) 189-202.

COOK, N. H. Tool Wear and Tool Life. **Transactions of the ASME: Journal of Engineering for Industry**, 1973, p.931-938.

DAHL, K.; HESSMAN, I. Sandvik AB. Method of Milling Engine Blocks. **US6896452**. 24 maio 2005.

DAMIÃO, A.J. **Construção de um Elipsômetro Fotométrico Automático**. 1982. 58f. Tese (Instituto de Física) – Instituto de Física Gles Watachin, Universidade Estadual de campinas, Campinas, 1982.

DANGSHENG, X. Lubrication Behavior of Ni-Cr Based Alloys Containing MoS₂ at High Temperature. **Wear**. N.251, 2001, p.1094-1099.

DEACON, R.F.; GOODMAN, J.F. **Proc. R. Soc. London**, Ser A 243, 464, 1958.

DEHOFF, R.T. **Thermodynamics in Materials Science**. Florida: McGraw-Hill, 1993.

DEMO, P. **Introdução à Metodologia da Ciência**. São Paulo: Atlas, 1985, p.48-50.

DENBIGH, F.R.S.K. **The Principles of Chemical Equilibrium**. London: Cambridge, 2 ed.,1966.

DIENWIEBEL, M. et al. Model Experiments of Superlubricity of Graphite. **Surface Science**, 576, 2005, p. 197-211.

- DIENWIEBEL, M. et al. Superlubricity of Graphite. **Physical Review Letters**, volume 92, number 12, mar. 2004, p.1-4.
- DOMINGUES, M. et al. **Bases metodológicas para o trabalho científico para alunos iniciantes**. Bauru, S.P.: EDUSC, 2003.
- DOW CORNING GmbH (Rep. Of. Germany). Ruediger Holinski. Solid Lubricant Combination and Utilization Thereof in Friction Linings. **US4663060**. 7 abr. 1986, 5 mai. 1987.
- EL MANSORI, M. Effects of Selective Transfer on Friction and Wear of Magnetised Steel-Graphite Sliding Couples. **Applied Surface Science**, 1999, p.233-237.
- ERDEMIR, A. Design Criteria for Superlubricity in Carbon films and Related Microstructures. **Tribology International**, 37, 2004, p. 577-583.
- ERICKSON, P. S.; HARDY, J. M. Effect of Manganese Sulfide Inclusions in Cast Gray Iron on Tool Life. **AFS Transactions**, 84, 1976, p. 407-416.
- EZUGWU, E.O. Evaluation of Cermet Cutting Tools Materials when Machining G-17 Cast iron. **Journal of the Society of Tribologists and Lubrication**, v.49, 1992, p.55-60.
- EZUGWU, E.O.; OKEKE, C.I.; MACHADO, A.R. High speed threading of inclusion-modified steels with coated carbide tools. **Journal of Materials Processing Technology**, n.86, 1999, p.216-225.
- FACHIN, O. **Fundamentos de Metodologia**. São Paulo: Atlas, 1993, p.60-67.
- FALLBÖHMER et al. High-speed machining of cast iron and alloy steels for die and mold manufacturing. **Journal of Materials Processing Technology** 98 (2000) 104-115.
- FANG, X. D.; ZHANG, D. An investigation of adhering layer formation during tool wear progression in turning of free-cutting stainless steel, **Wear** 197 (1996).
- FELÍCIO, A.G. **Filmes Isolantes de SiO_xN_y Formados por Implantação de Nitrogênio em Substrato de Silício e Posterior Oxidação Térmica**. 2003. 89f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Elétrica) – Departamento de Semicondutores, Instrumentação e Fotônica. Engenharia Elétrica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2003.
- FERRARESI, D. **Fundamentos da Usinagem dos Metais**. 4. ed. São Paulo: Editora Edgar Blücher Ltda, 1982. v. 1.
- FLEWITT, P.E.J.; WILD, R.K. **Physical Methods for Materials Characterization**. Philadelphia: Institute of Physics Publishing, 1994.

FREDERICK, S. Method for producing pre-shaped alpha -silicon nitride whisker compacts and loose whiskers for composite material reinforcement, **US 4.388.255**, Boeing Aerospace Co A Division, 1983.

FREGOSI, L.L. **Elipsometria**. UNICAMP: Apostila.

FROST, H.J.; ASHBY, M.F. **Deformation-Mechanism Maps. The Plasticity and Creep of Metals and Ceramics**. Oxford: Pergamon Press. 1982.

GAO, Y. et al. Investigation on the components and the formation of a tribochemical film in the Si₃N₄-gray iron sliding pair lubricated with distilled water. **Wear** 206 (1997) 87-93.

GAO, Y. et al. The effect of tribofilm formation on the tribological characteristics of ceramic-cast-iron sliding pairs. **Wear**, n.210, 1997, p.1-7.

Gardner Publ. The World Machine Tool Survey, Inc. 2008.

GARVIE et al. **American Mineralogist**, 79, 1984, 411-425.

GARY, C.; SAMUEL, N. Process for the growth of alpha silicon nitride whiskers, **US 4.604.273**, GTE PROD CORP , 1985.

GASTEL et al. Investigation of the wear mechanism of cubic boron nitride tools used for the machining of compacted graphite iron and grey cast iron. **International Journal of Refractory Metals & Hard Materials** 18 (2000) 287-296.

Gastel, M. et al. SIMS analysis of the wear of boron nitride tools for the machining of compacted graphite iron and grey cast iron. *Fresenius J. Anal. Chem* (1999) 365: 142-146.

GEKONDE, H.; SUBRAMANIAN, S.V. Tribology of tool-chip interface and tool wear mechanisms. **Surface e Coatings Technology**. N.149, 2002, p.151-160.

GEORG SHPENKOV. Method for the Manufacture of an Antifriction Agent and Antifriction Agent. WO 94/04638. 3 mar. 1994.

GEORGIU, G. High Speed Machining of Compacted Graphite Iron. In: *Compacted Graphite Iron*, 2002, Darmstadt. Machining Workshop. 2002.

GEORGIU, G. Machine Tool Solutions for Compacted Graphite Iron. In: *ADVANCED ENGINE DESIGN & PERFORMANCE*, 7, 2001. Proceedings of the 2001 Global Powertrain Congress. Detroit: Global Powertrain Congress, 2001, p.1-6.

GHADERI, A.R.; AHMADABADI, M.N.; GHASEMI, H.M. Effect of Graphite Morphologies on the Tribological Behavior of Austempered Cast Iron. *Wear*, 255, 2003, p. 410-416.

GLEICK, J. Chaos - **Making a New Science**. Canada: Viking Peguim Inc.

GOGOTSI, G.A. 2003, "Fracture toughness of ceramics and ceramic composites", *Ceramics International* 29 (2003).

GOMES, J. R. et al. Tribooxidation effects on friction and wear behavior of silicon nitride/tool steel and silicon nitride/gray cast iron contacts. *J. Am. Ceram. Soc.*, 82 [4] 953-960, 1999.

GOMES, J.R. et al. Sliding speed-temperature wear transition maps for Si₃N₄/iron couples. *Wear* 250 (2001) 293-298.

GROSSIORD, C. et al. In Situ MoS₂ formation and Selective Transfer from MoDPT films. **Surface and Coatings Technology**. 108-109, 1998, p.353-359.

GRZESIK, W. et al. Machining performance of pearlitic-ferritic nodular cast iron with coated carbide and silicon nitride ceramic tools. **International Journal of Machine Tools & Manufacture**, doi:10.1016/j.ijmachtools.2008.10.003, 2008.

GRZESIK, W. Wear development on wiper Al₂O₃ – TiC mixed ceramic tools in hard machining of high strength steel. *Wear* 266 (2009) 1021-1028.

GU, H. ELNES separation in spatially-resolved analysis of grain boundaries and interfaces. **Ultramicroscopy** 76 (1999) 159-172.

GUTMAN, E.M. **Mechanochemistry of Solid Surfaces**. Singapore: World Scientific, 1994.

GUESSER, W.L. **Propriedades mecânicas dos ferros fundidos**. Editora Blucher, 2009.

GRUM, J.; LESKOVA, P. Analysis of the wear Process in the cutting of Free Cutting Steels. **Conference on Production Engineering**. Beograd, 1986. p. 83-89.

HAMANN, J.C. et al. Machinability Improvement of Steels at High Cutting Speeds – Study of Tool/Work Material Interaction. **Annals of the CIRP**, vol.45, 1996, p.87-92.

HAMANN, J.C. et al. Selective Transfer Built-up Layer Displacement in High-Speed Machining Consequences on Tool Wear and Cutting Forces. **Annals of the CIRP**, vol.43, 1994, p.69-72.

HARJU et al., Formation of a wear resistant non-metallic protective layer on PVD-coated cutting and forming tools. **Surface and Coatings Technology** 112 (1999) 98-102.

HARJU, E. Structure investigations of wear reducing non-metallic layers on TiN-coated HSS turning tools. **Surface and Coatings Technology**, 116-119, 1999, p.498-504.

HECK et al. Analytical investigations concerning the wear behaviour of cutting tools used for the machining of compacted graphite iron and grey cast iron. **International Journal of Refractory Metals & Hard Materials** 26 (2008) 197-206.

HEIKINHEIMO, E. et al. Chemical interaction between Fe and silicon nitride ceramic. **Journal of the European Ceramic Society** 17 (1997) 25-31.

HELISTÖ et al. Interface phenomena between oxide layers and cemented carbide tools. **Wear**, 139 (1990) 225-234.

HELLE, A. S. On the interaction between inclusion in steel and the cutting tool during machining. Acta Polytechnica Scandinavica, Chemical Technology Series No. 228, Helsinki 1995, 85 pp. Published by the Finnish Academy of Technology. ISBN 951-666-444-X.

HITACHI POWDERED METALS Co. Katsunao Chikahata, Koichiro hayashi. Sintered Alloy for Valve Guides. GB 2368348A. 29 ago. 2001, 01 mai. 2002.

HOFFMANN, M.J. Relationship between microstructure and mechanical properties of silicon nitride ceramics. **Pure & Appl. Chem**, vol. 67, 1995, pp. 939-946.

HOLLINGER – WO00/01860

HOLZKI, M. Optimisation of Cutting Parameters when Drilling Sintered Stainless Steel 439LHC . **Power Metallurgy**, v. 39, n. 4, p. 256-257, 1996.

HUANG, H.D.; TU, J.P.; LI, C.Z. An Investigation on Tribological Properties of Graphite nanosheets as Oil Additive. **Wear**, 261, 2006, p. 140-144.

HUTCHINGS, I.M. **Tribology Friction and Wear of Engineering Materials**. Edward Arnold, 1992.

IKUTA, A. et al. Consideration of the Adhesion Mechanism of Ti Alloys Using a Cemented Carbide Tool During the Cutting Process. Journal of Materials Processing Technology. N.127, 2002, p.251-255.

ILIE, F. Studies and researches concerning the tribological behaviour of friction couple functioning with selective transfer. **Tribology International**, n.39, 2006, p.774-780.

ILIUC, I. **Tribology of Thin Layers**. România: Institute of Physics and Technology of Materials Bucharest. 1980.

INCROPERA, F.P. **Fundamentos de Transferência de Calor e de Massa**. Rio de Janeiro: LTC, 2008.

Inland Steel Company. Improvements in or Relating to Ferrous Alloys. EP. 519,615. 27 jun. 1938.

JACOBSON, N. S. Corrosion of Silicon-Based Ceramics in Combustion Environments. **J. Am. Ceram. Soc.** 76 [1] 3-28 (1993)

JAPAN NATIONAL RAILWAY. Teraoka Toshio et. al. Iron or Copper Base Sintered Sliding Material Containing Manganese Sulfide. JP57198245. 04 dez. 1982.

JCPDS. Powder Diffraction File Search Manual for Common and Organic. Pennsylvania: **International Center for Diffraction Data**, 1981, p. 41.

JIANXIN, D. et al. Self-lubrication of sintered ceramic tools with CaF₂ additions in dry cutting. **International Journal of Machine Tools & Manufacture**, 46, 2006, p.957-963.

JOSEPH, R. A.; TIPNIS, V.A. The Influence of Non-Metallic Inclusions on the Machinability of Free-Machining Steels. In: Influence of Metallurgy on Machinability, 7, 1975. **Proceedings of the International Symposium on Influence of Metallurgy on Machinability**. United States of America: American Society for Metals, 1975. p.55-72.

KALIN, M. et al. Chemical reactivity of silicon nitride with steel and oxidized steel between 500 and 1200 °C. **Materials Science and Engineering** (2000) 28-36.

KALIN, M. et al. Influence of mechanical pressure and temperature on the chemical interaction between steel and silicon nitride ceramics. **J. Mater. Res.** Vol. 15, n.6, jun. 2000, p.1367-1375.

KANKAANPÄÄ, H. et al. Machinability of calcium-treated steels using TiN-coated high-speed steel tools. **Materials Science and Technology**, feb. 1987, vol.3, p.155-158.

KANNATEY-ASIBU, E. Jr. On the performance of a silicon nitride cutting tool in machining steel. **J. Manufact.**, 9 (1990) 159-168.

KATAYAMA, S. et al. Effect of sulfur content in steel on the wear of ZrO₂ cutting tool. **Transactions ISIJ**, vol. 27, 1987, p. B-236.

KATAYAMA, S.; Hashimura, M. Study on interfacial adhesion between cutting tool and microstructures of free-machining steel. **Int. J. Japan Soc. Prec. Eng.**, vol.29, n.1, 1995, pp. 36-41.

KATAYAMA, S.; IMAI, T. **Iron Steel Inst. Jpn. Trans. Trans.**, n.4, 1990, p.331-337.

KLEMM et al. Long-term Stability of Nonoxide Ceramics in an Oxidative Environment at 1500 °C. **Journal of the European Ceramic Society** 23 (2003) 619-627.

KOMANDURI, R.; DESAI, J. Tool Materials. **Encyclopedia of Chemical Technology** 23 (1983), pp. 273–309.

KRAGELSKY, I.V.; ALISIN, V.V. **Tribology Handbook - Friction, Wear and Lubrication**. Trad. Felix Palk e Valerian Palk. Moscow: Pergamon Press, vol.1, 1981.

KRAGELSKY, I.V.; ALISIN, V.V. **Tribology Handbook - Friction, Wear and Lubrication**. Trad. Felix Palk e Valerian Palk. Moscow: Pergamon Press, vol.2, 1981.

KRAGELSKY, I.V.; ALISIN, V.V. **Tribology Handbook - Friction, Wear and Lubrication**. Trad. Felix Palk e Valerian Palk. Moscow: Pergamon Press, vol.3, 1982.

KREUZ, K.L. et al. Solubilization in Boundary Lubrication. **Wear**, n.23, 1973, p.393-407.

KUSTAS, F.M.; FEHREHNBACHER, L.L.; KOMANDURI, R. Nanocoatings on Cutting Tools for Dry Machining. **Annals of the CIRP**, vol. 46, 1997, p.39-42.

KUYUCAK, S.; SAHOO, M. A Review of the Machinability of Copper-Base Alloys. **Canadian Metallurgical Quartely**, vol.35, n 1, 1996, p.1-15.

LAKATOS, E.M.; MARCONI, M.A. **Fundamentos de Metodologia Científica**. São Paulo: Atlas, 1985, p.120-129.

LANCASTER, J.K.; PRITCHARD, J.R. On the “Dusting” Wear Regime of Graphite Sliding against Carbon. **Journal of Applied Physics**, 13 (1980) 1551-1564.

LANCASTER, J.K.; PRITCHARD, J.R. The Influence of Environment and Pressure on the Transition to Dusting Wear of Graphite. **Journal of Applied Physics**, 14 (1981) 747-762.

LANDHEER, D.; ZAAT, J.H. The Mechanism of Metal Transfer in Sliding Friction. **Wear**, n.27, 1974, p.129-145.

LAOUI, T. et al. Effect of secondary phase on sialon-steel chemical interaction. **Materials Science and Engineering**, A183 (1994) L19 – L21.

LARSSON, A.; RUPPI, S. Structure and Composition of Built-up Layers on Coated Tools During Turning of Ca-treated Steel. **Materials Science and Engineering**, p. 160-169, 2000.

LARSSON, A.; RUPPI, S. Structure and composition of built-up layers on coated tools during turning of Ca-treated steel, **Materials Science and Engineering** A313 (2001) 160-169.

- LAUER, J.L. Friction-generated surface deposits. **Tribology Letters**, n.7, 1999, p.129-135.
- LEE, J.D. **Química Inorgânica não tão Concisa**. Tradução: Henrique E. Toma, Koiti Araki e Reginaldo C. Rocha, São Paulo: Edgard Blücher, 2003.
- LEWIS, M.H. Oxidation mechanisms in Si-Al-O-N ceramics. **J. Mater. Sci**, 15 (1980) 443-448.
- LIU et al. Machinability of Pearlitic Cast Iron with Cubic Boron Nitride (CBN) Cutting Tools. **Transactions of the ASME**, vol.124, nov. 2002, p.820-832.
- LIU, Z.; CHILDS, T. H. C. The Influence of TiC, CaF₂ and MnS additives on friction and lubrication of sintered high speed steels at elevated temperature. **Wear**, n. 193, p. 31-37, 1996.
- LUCAS, E.O. **Análise da Influência da Modificação da Microestrutura do Aço Carbono AISI/044 pela Técnica de Adição de Inclusões Metálicas de Bismuto**.1998. 153f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Departamento de Engenharia Mecânica. Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 1998.
- MACHADO, A.R. **As Condições da Interface Cavaco-Ferramenta. Parte II: Implicações na Usinagem dos Metais**. XI Congresso Brasileiro de Engenharia Mecânica, São Paulo, Dez.1991b.
- MACHADO, A.R. **Condições da Interface Cavaco-Ferramenta. Parte I: Generalidades**. XI Congresso Brasileiro de Engenharia Mecânica, São Paulo, Dez.1991a.
- MACHADO, A.R.; SILVA, M.B. **Usinagem dos Metais**. 8a ed, 2004.
- MANGONI, C. **Determinação Teórico-experimental de Forças e Análise Dinâmica por Elementos Finitos no Fresamento Frontal de Peças com Baixa Rigidez**. Universidade Federal de Santa Catarina, 2004.
- MARIAN, M. Coated silicon nitride based cutting tools, **US 6.3257.10**, Sandvik AB, 2001.
- MARIANNE, C.; MAGNUS, E. Silicon nitride cutting tool material, **US5914286**, Sandvik AB, 1999.
- MARKUS, W. **Aspectos tecnológicos da minimização e eliminação do fluido de corte no processo de torneamento com insertos de metal-duro revestidos com TiN**. 2001. 113 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica)- Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis. 2001.
- MARWANGA et al. Influence of Graphite Morphology and Matrix Structure on Chip Formation During Machining of Gray Irons. **AFS Transactions**, vol. 107, p.595-607, 2000.

MARWANGA et al. Influence of Graphite Morphology and Matrix Structure on Chip Formation During Machining of Continuously Cast Ductile Irons. **AFS Transactions**, p. 651-662, 2001.

ABELE et al. Wear Mechanism when Machining Compacted Graphite Iron.

MATAMOROS, E.P. Modelo de Desgaste Oxidativo Baseado em Parâmetros Termodinâmicos. USP. Tese, 2004.

McKEE, D.W.; SAVAGE, R.H. Chemical Factors in Carbon Brush Wear. **Wear**, n.22, 1972, p.193-214.

MELANDRI, C. et al. High temperature friction and wear testing of silicon nitride ceramics. **Tribology International**, vol.28, n. 6, pp. 403-413, 1995.

METALLURG ZHEJIANG PROV. Ziwen Fu, Xiy, Sheng Xiay Ang. Graphite Antifricion Steel Containing Sulphur. CN1060879. 06 maio 2002.

MEYER, M.A. **Dynamic behaviour of materials**, New York, Wiley, 1995.

MILLS, B.; HAO, C. S.; Qi, H. S. Formation of an Adherent Layer on a Cutting Tool Studied by Micro-Machining and Finite Element Analysis. **Wear**, n. 208, p. 61-66, 1997.

MOCHIZUKI, S.S. **Análise do Fresamento Frontal do Ferro Fundido Cinzento com Base em Resultados de Força e Desgaste no Torneamento**. 2004. 112f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 2004.

MOHAMED, F.A.; LANGDON, T.G. Deformation mechanism maps based on grain size, **Metall. Trans.** 5 (1974) 2339-2345.

MORAIS, D.S. **Cinética e Mecanismos de Oxidação de Cerâmicas à Base de Nitreto de Silício com Adição de Terras Raras**. IPEN, São Paulo, 1998.

MOULD, R.W. et al. Investigations of the Activity of Cutting Oil Additives. I – Organochlorine Containing Compounds. **Wear**, n.19, 1972, p.67-80.

MYSHKIN, N.K. Friction transfer film formation in boundary lubrication. **Wear**, n.425, 2000, p.116-124.

NARUTAKI, N.; YAMANE, Y.; TASHIMA, S.; KUROKI, H. A New Advanced Ceramic for Dry Machining. **Annals of the CIRP**, vol.46, 1997, p.43-48.

NEHMI, V. **Química Geral e Atomística**. São Paulo: Editora Ática S.A., Vol. 1, 2 ed., 1993.

- NORDGREN, A.; MELANDER, A. Tool wear and inclusion behaviour during turning of a calcium-treated quenched and tempered steel using coated cemented carbide tools, **Wear**, 139 (1990) 209-223.
- NOVAK, S. et al. Interactions in silicon nitride ceramics vs. steel contact under fretting conditions. **Wear** 225-229 (1999) 1276-1283.
- NOVITSKII, V.G. et al. Formation of Friction Layers and Wear Resistance of Steels under Conditions of Boundary Friction. **Materials Science**, vol.39, n.6, 2003, p.855-862.
- OGBUJI, L. The SiO – SixNy, Interface, Part II: Permeation and Oxidation Reaction, **J. Am. Ceram. Soc.** V.78, p.1279-1283, 1995.
- OLIVEIRA et al. Eur. Ceram. Soc. 25 (2005) 19.
- OLIVEIRA, F.J. et al. Thermochemistry of contacts between silicon nitride ceramics and steels. **Acta Mater**, 48 (2000) 4659-4665.
- OPLÄNDER, M.L. Ferro Fundido com Grafita Vermicular (GJV) – Parte 4.2: Usinagem – Solução de Problemas. **Fundição e Serviços**, n.125, mai. 2003, 46-59.
- OPITZ, H. Tool Wear and Tool Life. **Proc. Int. Production Engineering Research Conf**, Pittsburg. ASME, New York, 1963, pp.107-113.
- OXLEY, P.L.B. Mechanics of Machining: An Analytical Approach to Assessing Machinability, Ellis Horwood, Chichester, UK, 1989.
- PADGURSKAS, J. et al. Selective Transfer Phenomenon in Lubricated Sliding Surfaces with Copper and its Alloy Coatings made by Electro-Pulse Spraying. **Wear**, n.260, 2006, p.652-661.
- PAWLAK, Z. et al. The Tribochemical and Micellar Aspects of Cutting Fluids. **Tribology International**, n.38, 2005, p.1-4.
- PEREIRA, A.A. **Influência do Enxofre na Microestrutura, nas Propriedades Mecânicas e na Usinabilidade do Ferro fundido Cinzento FC 25**. 2005. 138f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 2005.
- PEREIRA, et al. 2006. The influence of sulfur on the machinability of gray cast iron FC25FC250. **Journal of Materials Processing Technology** 179 (2006) 165–171.
- PETERSON, M.B.; JOHNSON, R.L. Friction and Wear Investigation of Molybdenum Disulfide. Washington: National Advisory Committee for Aeronautics, dez. 1953, p.1-27.

PETERSON, M.B.; JOHNSON, R.L. Friction Studies of Graphite and Mixtures of Graphite with Several Metallic Oxides and Salts at Temperatures to 1000 F. Washington: National Advisory Committee for Aeronautics, Feb. 1956, p.1-16.

POULACHON, G. et al. Sulphide inclusion effects on tool-wear in high productivity milling of tool steels. **Wear**, n. 253, p. 339–356, 2002.

POZA, P. et al. Transmission electron microscopy study on silicon nitride/stainless steel bonded interfaces. **Thin Solid Films** 517 (2008) 779-781.

PRETORIUS, N.; TOONEY, T. Evaluation of different Cutting Tool Materials for the Interrupted Machining of Compacted Graphite Cast Iron. **Industrial Diamond Review**, 2007, 41-44.

PRZYBYSZEWSKI, J.S. A Review of Lubrication of Sliding and Rolling Element Electrical Contacts in Vacuum. Washington: NASA, 1968, p.1-32.

QI, H. S.; MILLS, B. Formation of a transfer layer at the tool-chip interface during machining, **Wear**, 245 (2000) 136-147.

QI, H. S.; MILLS, B. On the formation mechanism of adherent layers on a cutting tool, **Wear** 198 (1996) 192-96.

QI, H.S.; MILLS, B. Modelling of the Dynamic Tool-Chip Interface in Metal Cutting. **Journal of Materials Processing Technology** (2003) 201-207.

RABOCKAI, T. **Físico-Química de Superfície**. Secretaria Geral da Organização dos Estados Americanos, Washington, 1979.

RAMANATHAN, L.V. **Corrosão e seu Controle**. São Paulo: Editora Hemus, 1988.

REDDY, N.S.K.; RAO, P.V. Experimental Investigation to Study the Effect of Solid Lubricants on Cutting Forces and Surface Quality in End Milling. **International Journal of Machine Tools & Manufacture**, n.46, 2006, p.189-198.

RENEVIER, N.M. et. al. Performance and Limitation of Hybrid PECVD (hard coating)—PVD magnetron sputtering (MoS₂/Ti composite) coated inserts tested for dry 2 high speed milling of steel and grey cast iron. **Surface and Coatings Technology**, n.163 –164, 2003, p. 659–667.

REUTER, U.; SCHULZ, H. The end of the line – “The reason why high-speed cylinder boring of Compacted Graphite Iron has been difficult is finally understood – transfer line solutions are now available.” **Engine technology International**, Germany, p. 78-80. abr/2000a.

REUTER, U.; SCHULZ, H.; McDONALD, M. Compact and Bijou – The problems associated with compacted graphite iron manufacturing can be overcome. **Engine Technology International**, 4/1999, p.58-60.

RICOULT et al. **J. A. Ceram. Soc.** 85 (2) (2002) 385.

ROD O'CONNOR. **Introdução à Química**. Trad. Elias Tfouni, São Paulo: Harper & Row do Brasil, 1977, p.170.

ROUXEL, T., 2001, "High Temperature Mechanical Behavior of Silicon Nitride Ceramics". *Journal of the Ceramics Society of Japan* 109, 889-897, 2001.

RUPPI, S. et al. Wear Characteristics of TiC, Ti(C,N), TiN and Al₂O₃ Coatings in the Turning of Conventional and Ca-Treated Steels. **International Journal of Refractory Metals & Hard Materials**, n. 16, p. 353-368, 1998.

SAHM et al. State of the Art in CGI-Machining. In: *Compacted Graphite Iron*, 2002, Darmstadt. **Machining Workshop**. 2002.

SANKAR, D.; RAKESH, B. Silicon nitride based cutting tool insert, US5432132, Electrofuel MFG, 1995.

SARDELLA, A.; MATEUS, E. **Curso de Química – Química Orgânica**. São Paulo: Editora Ática, 12 ed., 1994, p.76-91.

SAVAGE, R.H. Graphite Lubrication. **Journal of Applied Physics**. Volume 19, number 1, Jan. 1948, p.1-10.

SAVAGE, R.H.; SHAEFER, D.L. Vapor Lubrication of Graphite Sliding Contacts. **Journal of Applied Physics**, Volume 27, number 2, Feb. 1956, p.136-138.

SCHNEIDER, H.; KOMARNENI, S. MULLITE. Wiley-VCH, Chichester, 2005.

SCHULZ, H.; REUTER, H. Usinagem Econômica de Ferro Fundido com Grafita Vermicular. *Máquinas e Metais*, n.447, 2003, p.266-273.

SHARMA, J.P. et al. Heat of Adsorption and Critical Temperature Studies of Boundary Lubricants on Steel Surfaces. *Wear*, n.25, p.281-297.

SHAW, D.J. **Introdução à Química dos Colóides e de Superfícies**. Tradução: Juergen Heinrich Maar. Sao Paulo: Edgard Blücher, 1975.

SHIMOO, T. Reaction between Si_3N_4 and Fe-Ni alloy. **Journal of Materials Science** 34 (1999) 5525-5532.

SHPENKOV, G.P. **Friction Surface Phenomena**. The Netherlands: Elsevier Science, Tribology series, 1995.

SHRIVER, D.F.; ATKINS, P.W. **Química Inorgânica**. Trad. Maria Aparecida Gomes, 3 ed., Porto Alegre: Bookman, 2003.

SILMAN, G.I et al. Effect of Copper on Structure Formation in Cast Iron. **Metal Science and Heat Treatment**, vol. 45, 2003, p.254-258.

SILVA et al. Modeling of chemical wear in ferrous alloys/silicon nitride contacts during high speed cutting. **Acta mater**. Vol. 46, n. 7, pp. 2501 – 2507, 1998.

SILVA et al. Resistance of Si_3N_4 ceramic tools to thermal and mechanical loading in cutting of iron alloys, **Wear**, 148 (1991) 69-89.

SIMS, C.E. The Nonmetallic Constituents of Steel. **Transactions AIME**, v. 215, 1959.

SINTERCAST AB. BEMENY, Frank. Method of Making Mg treated with Improved Machinability. EP 1070147B1. 24 jan. 2001.

KEMENY. F.L. SINTERCAST AB.. Method of Making Mg Treated Iron with Improved Machinability. WO 99/45156. 10 set. 1999.

SinterCast AB. Wolfgang Troschel e Ralf Toller. Alloy and Method for Producing Same. EP. 1252353. 30 out. 2002.

SKOPP, A. et al. Tribological behavior of silicon nitride materials under unlubricated sliding between 22 C and 1000 C. **Wear** 181-183 (1995) 571-580.

SLINEY, H.E. Solid Lubricants. Lewis Research Center. NASA, Cleveland, Ohio. Abr. 1991.

SOUZA Jr, A.M. et al. Performance of single Si_3N_4 and mixed Si_3N_4 +PCBN wiper cutting tools applied to high speed face milling of cast iron. **International Journal of Machine Tools & Manufacture**, n.45, 2005, p.335–344.

SOUZA, D.C.P. **Estudo e Produção de Filmes de Oxinitreto de Silício (SiO_xN_y) pela Técnica de PECVD**. 2003. 82f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Elétrica) – Departamento de Engenharia Elétrica, Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, 2003.

STALIOS et al. Transmission electron microscopy of intergranular regions of corroded silicon nitride, *Journal of the European Ceramic Society*, 15 (1995) 573-579.

STEMMER, C. E. **Ferramentas de corte I**. 5ª Edição, Florianópolis: Editora da UFSC, 2001.

SUBRAMANIAN, S. Process for producing gray cast iron for use in high speed machining with cubic boron nitride and silicon nitride tools and the gray cast iron so produced, **WO 01/55458**, 2000.

SUGANUMA, A. et al. **Ann. Rev. Mater. Sci.** 18 (1988) 47-73.

TAI, Q.; MOCELLIN, A. Review: High temperature deformation of Al_2O_3 -based ceramic particle or whisker composites. **Ceramics International** 25 (1999) 395-408.

TAKATORI et al. **ASME** Paper 91-GT-142, 1991.

TEKINER, Z.; YESILYURT, S. Investigation of the cutting parameters depending on process sound during turning of AISI 304 austenitic stainless steel. **Materials & Design**, n.25, 2004, p.507-513.

THOORS, H. et al. Study of some active wear mechanisms in a titanium-based cermet when machining steels. **Wear**, n.162, 1993, p.1-11.

TOM et al. Manufacture of transition metal carbide, nitride and carbonitride whiskers, **US 5.853.477**, SANDVIK AB, 1998.

TRENT, E. M. 1991, **Metal Cutting**. 3. ed. London: Butterworth Heinemann, p.13-262, 1991.

TRENT, E.M. Metal Cutting and the Tribology of Seizure; I Seizure in Metal Cutting. **Wear**, n.128, 1988a, p. 29-45.

TRENT, E.M. Metal Cutting and the Tribology of Seizure; II Movement of Work Material over the Tool in Metal Cutting. **Wear**, n.128, 1988b, p. 47-64.

TRENT, E.M. Metal Cutting and the Tribology of Seizure; III Temperatures in Metal Cutting. **Wear**, n.128, 1988c, p. 65-81.

TRENT, E.M. **Metal Cutting**. 4 Ed, Butterworths Heinemann. London, 2000.

TRESSLER et al. Oxidation Studies of Crystalline CVC Silicon Nitride. **J. Electrochem. Soc.** V.136, n.5, p. 1527-1535, 1989.

TRIS INC. e DENSO CORPORATION. Takayoshi Otani et al. Copper Graphite Patent. US n.PI7067951. 27 jan. 2003, 27 jun. 2006.

TRIS INC. e DENSO CORPORATION. Takayoshi Otani et al. Metal Graphite Patent. US n.PI6949863. 24 dez. 2002, 27 set. 2005.

TROSCHER WOLFGANG; TOLLER RALF. Sintercast. New Alloy and Method for Producing Same. Int Cl 7 C22C 37/04. WO0144530 A1. 15 dez. 2000. 21 jun. 2001. <http://v3.espacenet.com/origdoc?DB=EPODOC&IDX=WO0144530&F=8&QPN=WO0144530>.

TSUCHIYA, N. et al. Interfacial reaction between WC-Co cemented carbides and pure copper. **J. Jpn Soc. Powder Met.**, n. 35, 1988, p.72.

Ugine Savoie. Pascal Terrien et al. Resulfurized austenitic stainless steel with improved machinability. **U.S. 5,656,237**. 12 ago. 1997.

Ugine-Savoie Imphy. Jean Ragot et al. Alloy and method for producing same. **US 6,485.680**. 05 mar. 2001.

VAN VLACK, L.H. **Princípios de Ciência dos Materiais**. Traduzido por Eng. Luiz Paulo Camargo Ferrão. São Paulo: Edgar Blücher, 1970.

VENKATESH, V. C.; Satchithanandam, M. A Discussion on Tool Life Criteria and Total Failure Causes. **Annals of the CIPR**, v. 29, p. 19-22, 1980.

VILARINHO, L.O.; MACHADO, A.R. Comportamento da Temperatura de corte durante a Usinagem de Ferro Fundido Cinzento Determinada pelo Método Termopar Ferramenta-Peça. **Ciência & Engenharia – Science & Engineering Journal**. n.2, 2000, p.65-69.

VINOD, K.S. et al. Method of Machining Cast Iron. US 4.497.228. 05 fev. 1985.

VLEUGELS, J. et al. Machining of steel with sialon ceramics: influence of ceramic and workpiece composition on tool wear, **Wear**, 189 (1995) 32-44.

VUCKOVIC et al. Influence of Additive Type on Densification and Phase Transformation of Seeded Si₃N₄. **Material Science Forum** vol. 494 (2005) pp. 429-434.

WESTBROOK, J. H. The temperature dependence of hardness of some common oxides, **Rev. Hautes Temp. Refract.**, 3 (1966) 47 - 57.

WILLICH, P.; STEINBERG, C. SIMS depth profile analysis of wear resistant coatings on cutting tools and technical components. **Applied Surface Science**, n.179, 2001, p.263-268.

WORCH et al. Cross-sectional thin film characterization of Si compound in semiconductor device structures using both elemental and ELNES mapping by EFTEM. **Thin solid films** 405 (2002) 198-204.

XAVIER, F.A. Estudo dos mecanismos de desgaste em ferramentas de nitreto de silício aplicadas no torneamento de ferros fundidos vermicular e cinzento. Tese de doutorado. Depto de Eng. Mecânica, UFSC, Florianópolis, 2009.

XIAO, H. Wear behaviour and wear mechanism of ceramic tools in machining hardened alloy steel. **Wear** 139 (1990) 439–451.

YAMANE, Y. et al. The Formation of a Protective Oxide Layer in Machining Resulphurized Free-Cutting Steels and Cast Irons. **Wear**, n. 139, p. 195-208, 1990.

YEN, B.K.; SCHWICKERT. B.E. Origin of Low- Friction Behavior in Graphite Investigated by Surface X-Ray Diffraction. **Applied Physics Letters**, Vol. 84, No. 23, 7 Jun. 2004, p.4702-4704.

ZANOTTO et al. Propriedades Mecânicas de Materiais Cerâmicos: Uma Introdução, **Cerâmica**, 37 (247) 1991.

ZHAO, X. et al. Effects of Antiwear Additives on the Friction and Wear of Si_3N_5 /Steel Sliding Contacts. **Wear**, n.201, 1996, p.99-105.

APÊNDICES

APÊNDICE A

CONCEITOS BÁSICOS SOBRE O PROCESSO DE USINAGEM COM FERRAMENTA DE GEOMETRIA DEFINIDA

Neste trabalho, conforme descrito no *Capítulo 1 – Apresentação*, a interação química e física desenvolvida na interface cavaco-ferramenta é o objeto principal de análise dessa pesquisa.

Muito embora a análise seja feita considerando uma interface, como outra qualquer, nomenclaturas referentes ao processo de usinagem são empregadas ao longo do texto.

Para facilitar a leitura do trabalho, neste capítulo algumas nomenclaturas referentes ao processo de usinagem são introduzidas. Não é objetivo deste capítulo apresentar uma revisão contendo todos os conceitos básicos sobre o processo de usinagem, mas apenas apresentar os conceitos e nomenclaturas necessários a compreensão dos demais capítulos.

Para um estudo mais detalhado referente ao processo de usinagem as seguintes obras poderão ser consultadas: Ferraresi (1982), Stemmer (2001) e Machado e Silva (2004).

A1. Geometria da Ferramenta

Face: superfície sobre a qual há o escoamento do cavaco, Fig. A1.

Flanco principal: superfície voltada para a superfície transitória da peça, Fig. A1.

Flanco secundário: superfície voltada para a superfície usinada da peça, Fig. A1.

Gume principal: parte cortante formada entre a face e o flanco, Fig. A1.

Gume secundário: parte não cortante formada entre a face e o flanco, Fig. A1.

Quina: encontro do gume principal com o gume secundário, Fig. A1.

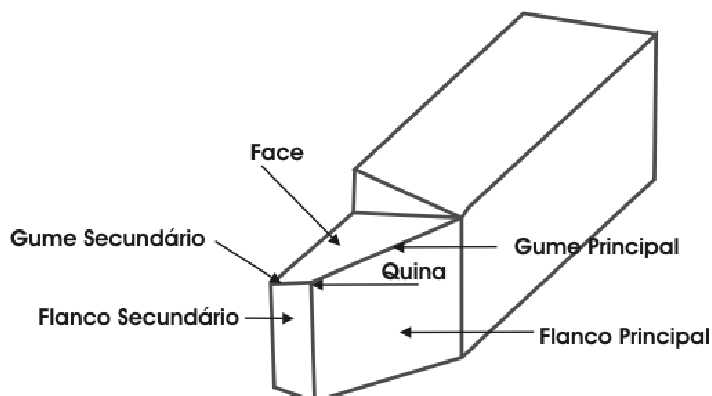


Figura A.1 – Geometria da ferramenta de corte.

A2. Ângulos na Ferramenta

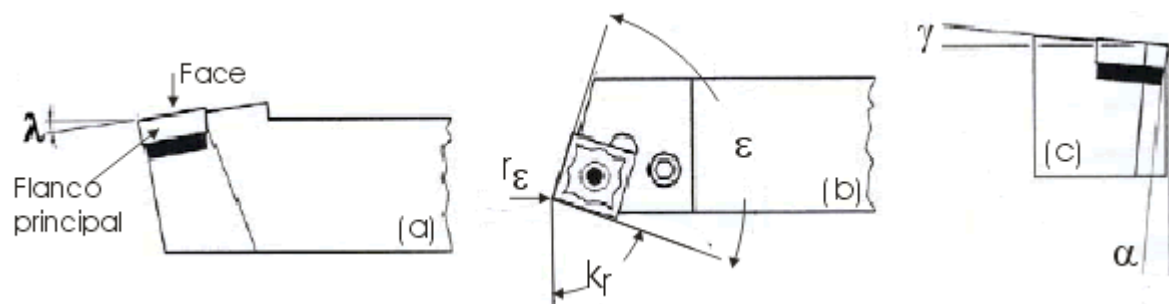


Figura A2 – Principais ângulos e raio na ferramenta (Adaptado de MARKUS, 2001).

Ângulo de inclinação (λ): é o ângulo formado entre o gume e o plano de referência, medido no plano do gume da ferramenta, Fig. A2(a).

Raio de quina (r_ϵ): formado pela interseção do gume principal e secundário, Fig. A2(b).

Ângulo de direção do gume (k_r): ângulo formado entre o gume principal e o plano de trabalho, medido no plano de referência, Fig. A2(b) e Fig. A3.

Ângulo de quina (ϵ): é o ângulo formado entre o plano do gume principal e o plano do gume secundário, medido no plano de referência da ferramenta, Fig. A2(b).

Ângulo de saída (γ): é o ângulo formado entre a face e o plano de referência, medido no plano de trabalho, Fig. A2(c).

Ângulo de incidência (α): ângulo formado entre o flanco e o plano do gume da ferramenta, medido no plano de trabalho, Fig. A2(c).

A3. Grandezas de Corte

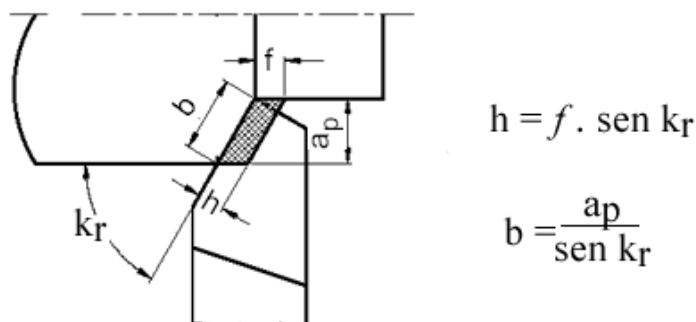


Figura A3 – Parâmetros de corte (f e a_p) e grandezas relativas ao cavaco (b e h).

Avanço (f): No torneamento, é o deslocamento da ferramenta a cada volta da peça, Fig. A3.

Profundidade de corte (a_p): é a profundidade de penetração do gume principal, Fig. A3, medida numa direção perpendicular ao plano de trabalho.

A3.1. Grandezas relativas ao cavaco

Comprimento de corte (b): é o comprimento do cavaco a ser removido, Fig. A3, medido no plano de referência.

Espessura de corte (h): é a espessura calculada do cavaco a ser retirado, Fig. A3, medida no plano de referência.

A4. Movimento entre a Peça e a Ferramenta de Corte

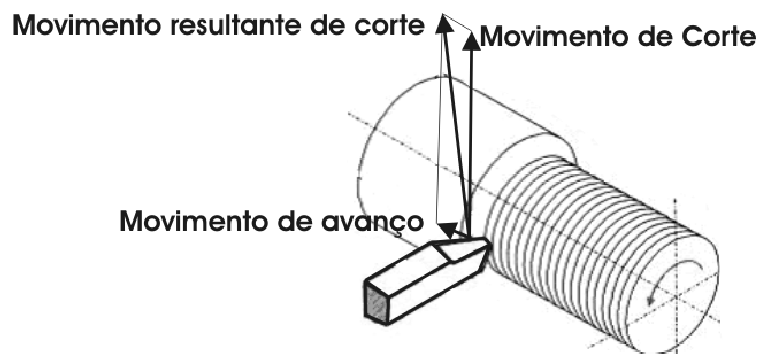


Figura A4 – Movimentos no processo de torneamento.

Movimento de corte: é o movimento entre a peça e a ferramenta, Fig. A4, o qual sem o movimento de avanço origina somente uma única remoção de cavaco durante o giro da peça.

Movimento de avanço: é o movimento adicional entre a peça e a ferramenta, Fig. A4, o qual com o movimento de corte origina uma remoção repetida ou contínua de cavacos.

Movimento resultante de corte: é o movimento resultante dos movimentos de corte e de avanço, Fig. A4.

A5. Velocidades

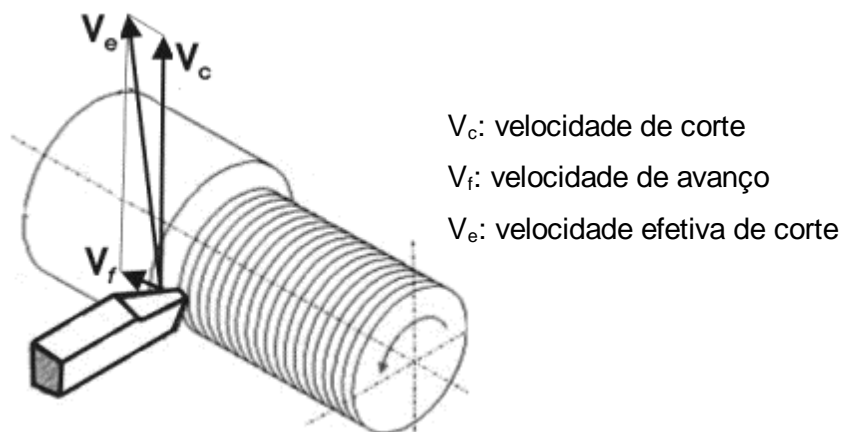


Figura A5 – Componentes da velocidade no torneamento.

Velocidade de corte (V_c): é a velocidade instantânea num ponto selecionado no gume principal, Fig. A1, segundo direção e sentido de corte, Fig. A5, e pode ser calculada por meio da equação A1.

$$V_c = \frac{\pi \cdot d \cdot n}{1000} \quad [\text{m/min}] \quad (\text{A1})$$

onde : d = diâmetro da peça [mm]

n = rotação [rpm]

A6. Forças na Usinagem

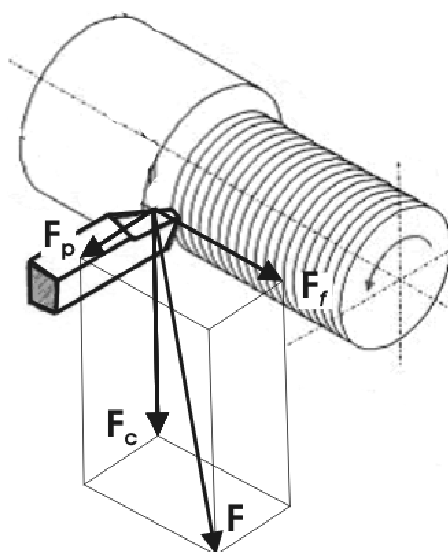


Figura A6 – Componentes da força de usinagem no torneamento.

Força de corte (F_c): é a projeção da força de usinagem (F) na direção de corte, Fig. A6.

Força de avanço (F_t): é a projeção da força de usinagem (F) na direção de avanço, Fig. A6.

Força passiva (F_p): é a projeção da força de usinagem (F) sobre uma perpendicular ao plano de trabalho, Fig. A6.

A7. Desgaste de Flanco e de Cratera

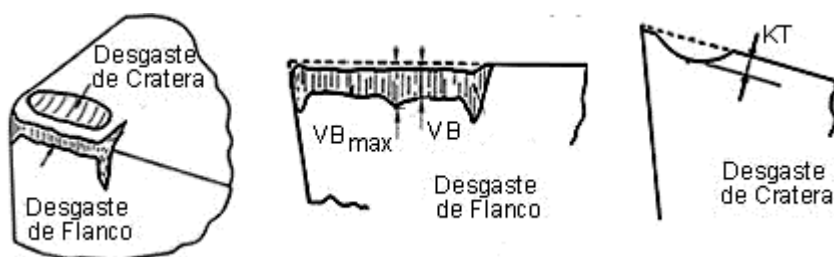


Figura A7 - Desgaste de flanco e de cratera (adaptado de COOK, 1973 e VENKATESH, 1980).

Desgaste de cratera (KT): é o desgaste desenvolvido na face da ferramenta, Fig. A7, devido à interação física e/ou química do cavaco com a face da ferramenta durante o processo de usinagem. O desenvolvimento deste tipo de desgaste está diretamente ligado à temperatura e a pressão de corte na interface cavaco-ferramenta.

Desgaste de flanco (VB): é o desgaste desenvolvido no flanco principal da ferramenta, Fig. A7, devido à interação física e/ou química da superfície transitória com o flanco da ferramenta durante o processo de usinagem.

A8. Região Primária e Secundária de Cisalhamento e Ângulo de Cisalhamento

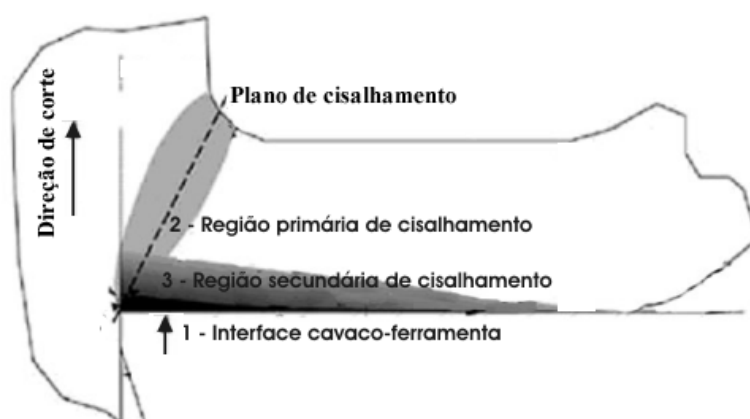


Figura A8 – Regiões primária e secundária de cisalhamento e plano de cisalhamento.

Região primária de cisalhamento: Como resultado do movimento relativo entre a peça e a ferramenta de corte, Fig. A4, o material da peça é comprimido sobre a face da ferramenta, Fig. A1, até que a tensão de cisalhamento seja maior que o limite de escoamento do material resultando na formação do cavaco. Surgirá, portanto, entre a peça e o cavaco uma região onde o material é intensamente deformado, denominada região primária de cisalhamento, Fig. A8. Por simplificação, essa região pode ser considerada como um *plano de cisalhamento* onde o material é intensamente deformado para dar origem ao cavaco.

Ângulo de cisalhamento ϕ : ângulo formado entre o plano de cisalhamento e a direção de corte, Fig. A9(b).

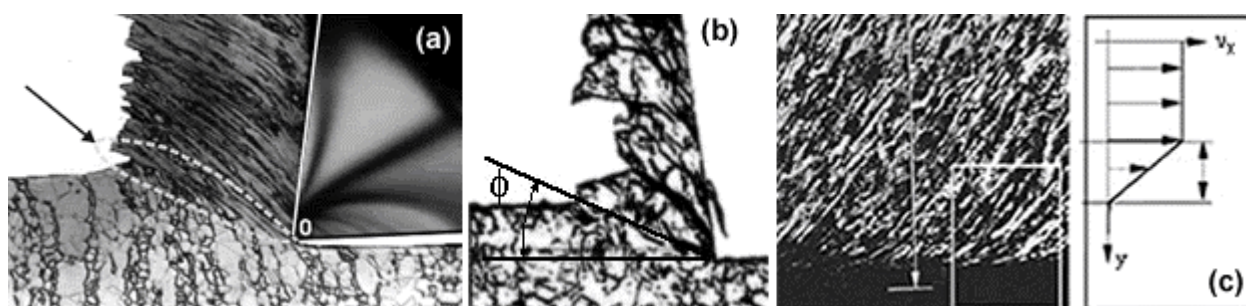


Figura A9 – (a) região primária de cisalhamento (TRENT, 1991), (b) ângulo de cisalhamento ϕ na usinagem do ferro fundido cinzento (adaptado de GEORGIU, 2002), e (c) modelo da região secundária de cisalhamento segundo Oxley (adaptado de 1989 apud QI; MILLS, 2003).

Região secundária de cisalhamento: O cavaco movendo-se a uma velocidade v_x sobre a face da ferramenta de corte encontrará resistência ao seu deslocamento devido à interação física e/ou química do cavaco com o material da ferramenta estabelecendo a formação de uma região com gradiente de velocidade que varia desde da velocidade da ferramenta até a velocidade v_x do cavaco, Fig. A9(c). Essa região intensamente deformada recebe o nome de *região secundária de cisalhamento*, Fig. A8.

APÊNDICE B – ESPECIFICAÇÕES TÉCNICAS DOS EQUIPAMENTOS

APÊNDICE B1 – Torno CNC Romi® Galaxy 30



Especificações Técnicas

Modelo: Galaxy 30

Fabricante: Romi S.A.

Potência do motor principal:
→ 30 CV (22 kW)

Rotação máxima: 3000 rpm

Curso dos eixos:
Transversal (Eixo X): 255 mm
Longitudinal (Eixo Z): 1020 mm

Diâmetro máximo torneável: 320 mm

Comprimento máximo torneável:
→ 1020 mm

APÊNDICE B2 – Torno CNC Romi® Cosmos 20-U



Especificações Técnicas

Modelo: Cosmos 20U

Fabricante: Romi S.A.

Potência do motor principal:
→ 20 CV (15 kW)

Rotação máxima: 6000 rpm

Curso dos eixos:
Transversal (Eixo X): 180 mm
Longitudinal (Eixo Z): 510 mm

Diâmetro máximo torneável: 290 mm

Comprimento máximo torneável: 510 mm

Pressão máxima: 25 kgf/cm²

APÊNDICE B3 – Microscópio eletrônico de varredura de emissão de campo- JSM 6701



Especificações técnicas

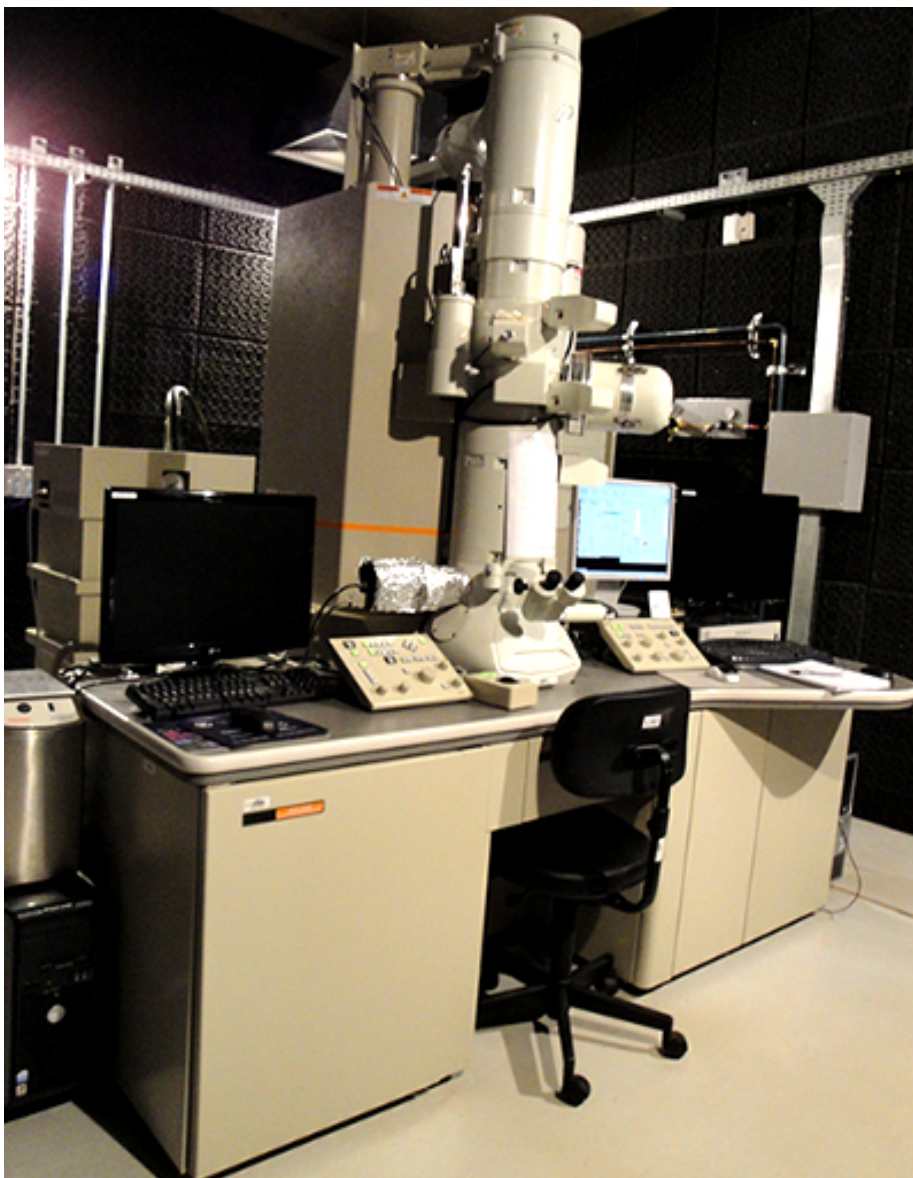
- Catodo frio:
Emissão de campo (FESEM)

- Ultra alto vácuo

- Alta resolução:
1 nm (30 kV) – 2.2 nm (1,2 kV)

- Voltagem de aceleração:
0,5 a 30 kV

- Ampliação:
25x a 650000x

APÊNDICE B4 – Microscópio eletrônico de transmissão *Joel JEM 2100 HTP*

As principais características do microscópio eletrônico de transmissão *Joel JEM 2100 HTP* são:

- Filamento termo-iônico de LaB₆;
- Voltagem de aceleração de 200 kV;
- Câmera de TV (Gatan 782 ES500W);
- Câmera digital para aquisição de imagens com 1024 x 1024 pixels de resolução – Gatan 794SC;
- Espectrometria de Energia Dispersiva de Raio-X (EDS, Noran Voyager), detector de Si (li) de 30 mm², resolução em energia de 143 eV, janela ultrafina de Norvar. Análises pontuais com sonda de 3 a 25 mm de diâmetro são possíveis;
- Peça polar ARP, 2,5 Å de resolução pontual, $\pm 45^\circ$ de inclinação da amostra;
- Modos de operação do Alpha Selector (feixe convergente, difração com feixe nanométrico e feixe nanométrico para EDS);
- Sistema de controle para aquisição de espectros e imagens em modo TEM/STEM;

APÊNDICE B5

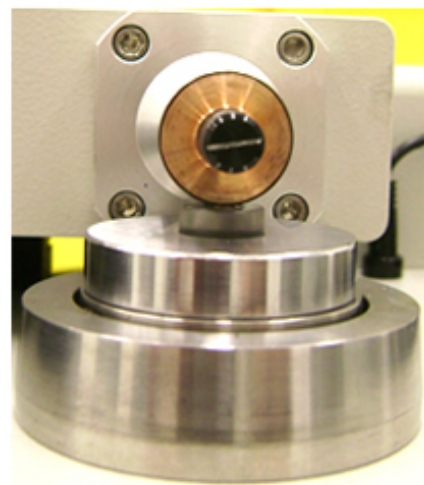
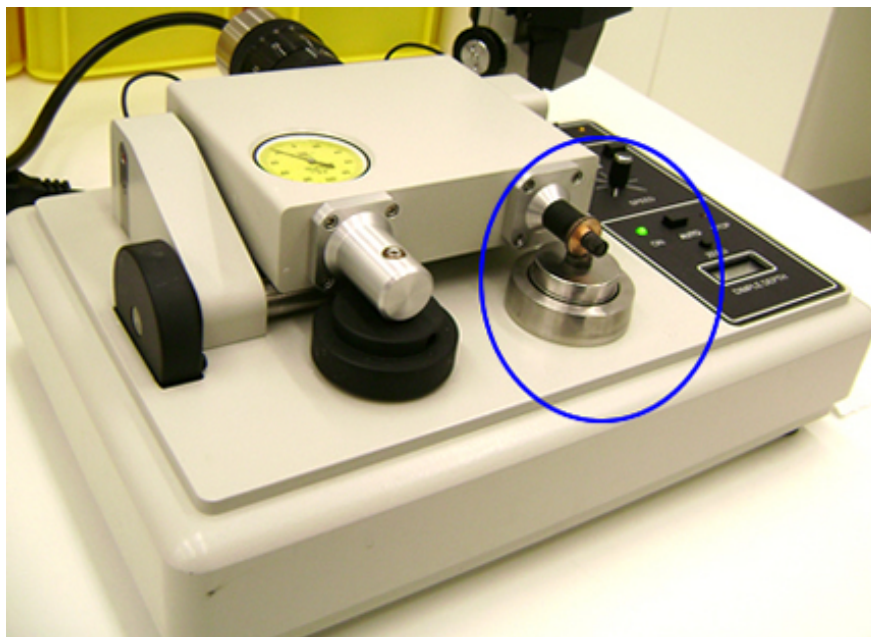
Microscópio Dual Beam FIB/SEM - *NOVA 600 NANOLAB* usado na preparação das amostras de seção transversal da ferramenta de corte para análise no microscópio eletrônico de transmissão



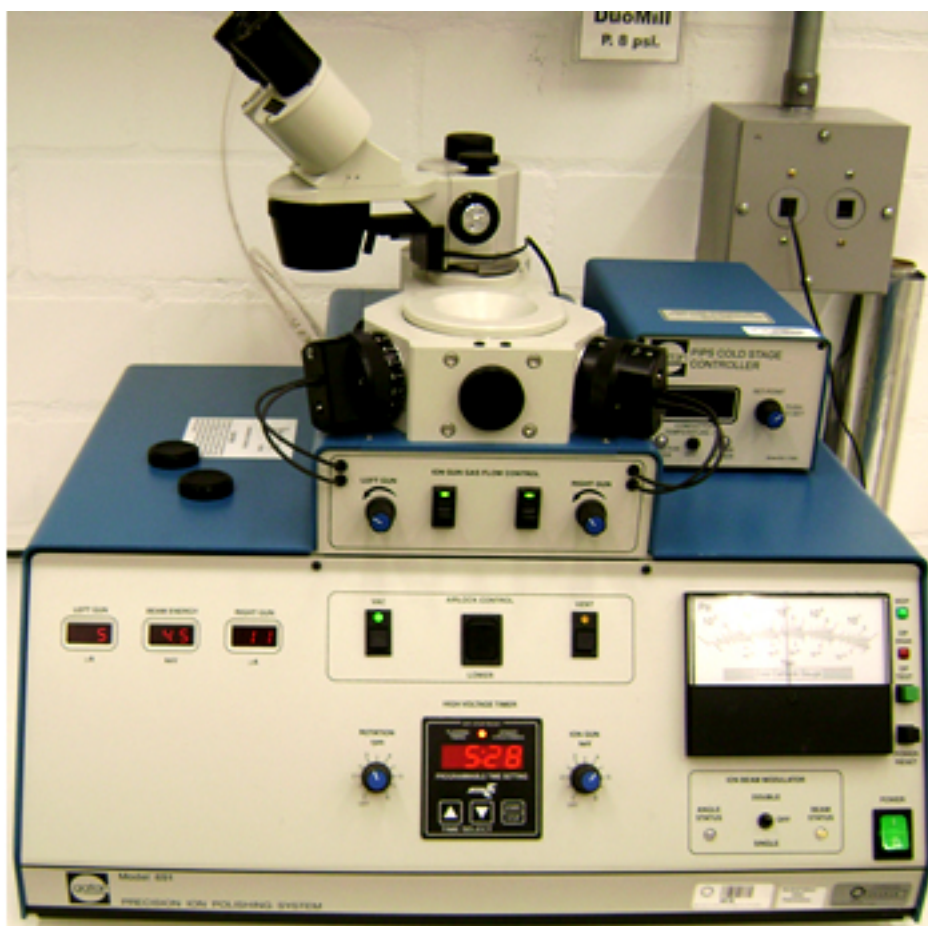
As principais características do microscópio são:

- . Resolução do feixe de elétrons: 0,8 nm a 30kV em alto vácuo;
- . Resolução do feixe de íons de gálio: 7 nm;
- . Aumento: 12x a 1000000X;
- . Gases de carbono e platina;
- . Micromanipulador Omniprobe®

APÊNDICE B6 – *Dimple Grinder*, modelo 656, marca Gatan®, usado no desbaste e polimento esférico da amostra para análise no microscópio eletrônico de transmissão



APÊNDICE B7 – Sistema de polimento preciso por ataque iônico, modelo 691, marca Gatan®, usado na preparação da amostra para análise no microscópio eletrônico de transmissão



APÊNDICE B8 - Plataforma Piezelétrica



Dados técnicos do amplificador de sinais

Fabricante: Kistler Instrumente AG

Modelo: 9257

Faixas de medição (N):

0 a 5000 para F_x (F_f) e F_y (F_p)

0 a 10000 para F_z (F_c)

Sensibilidade (pC/N):

7,82 para F_x (F_f)

7,85 para F_y (F_p)

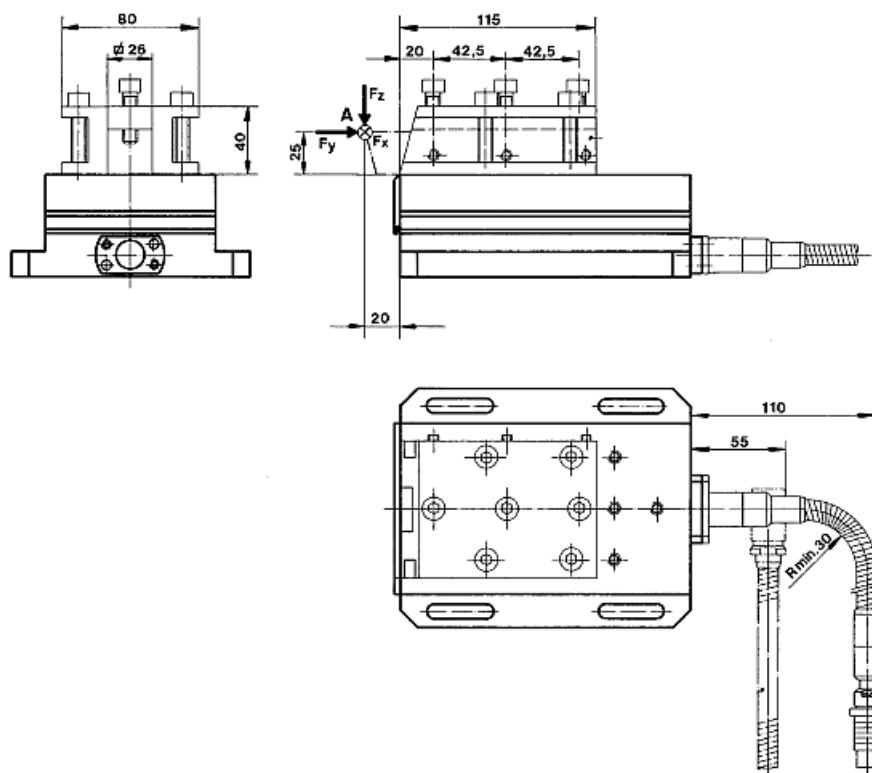
3,72 para F_z (F_c)

Linearidade:

0,3% para F_x (F_f), F_y (F_p) e F_z (F_c)

(Fonte: http://www.kistler.com/do.productfinder.us.en-us?content=13_Productfinder¶m=3XXX.5011B00, acessado em 15/09/2008).

APÊNDICE B9 - Componentes de Força medidas na Plataforma Piezelétrica Kistler® 9257A



(Fonte: http://www.kistler.com/do.productfinder.us.en-us?content=13_Productfinder¶m=3XXX.5011B00, acessado em 15/09/2008).

(As componentes de força medidas durante o processo de usinagem estão indicadas, onde

$$F_x = F_f, F_y = F_p \text{ e } F_z = F_c)$$

APÊNDICE B10 - Amplificador de Carga Kistler® 5006

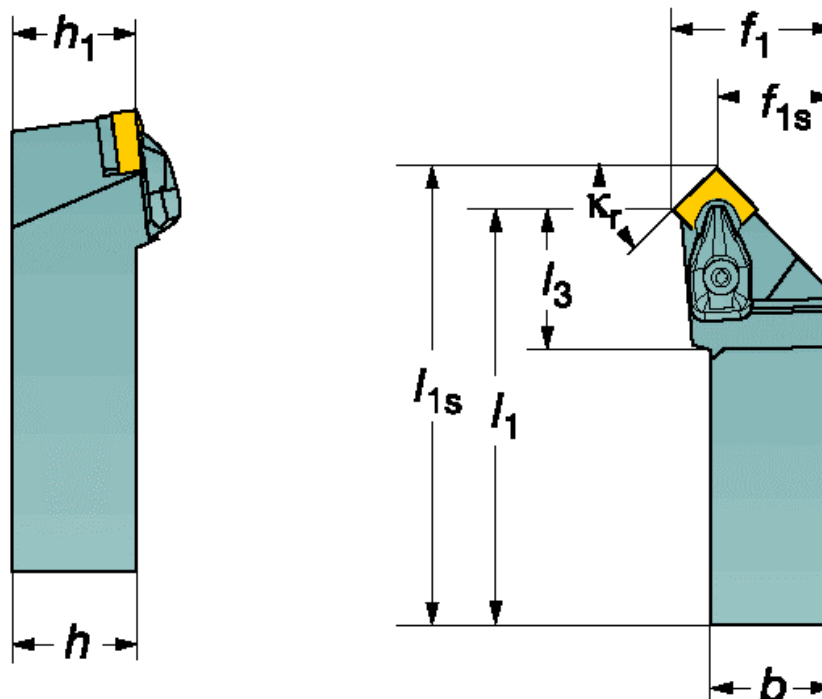


Dados técnicos do amplificador de sinais

Fabricante:	Kistler Instrumentos A.G.
Modelo:	5006
Faixa de medição:	$\pm 10 \dots 500.000 \text{ pC}$
Sensibilidade mecânica:	$0,1 \dots 11.000 \text{ pC/unidade}$
Tensão de saída:	$\pm 10 \text{ V}$
Corrente de saída:	$< \pm 0 \text{ a } 5 \text{ mA}$
Impedância de entrada:	100T
Faixa de frequência:	$0 \dots 180 \text{ kHz}$
Incerteza de medição:	$\pm 1\%$
Erro de resposta para frequência (filtro desligado):	
	Para 50 kHz: -1 a 2%
	Para 220 kHz: -30 a 3%

(<http://www.kistler.com/do.productfinder.us.en-us?content=13Productfinder¶m=3.5011B00>,
acessado em 15/09/2008)

APÊNDICE B11 – Porta-ferramenta DSSNR 2525M12



K_r		Dimensões, mm									
		b	f_1	f_{1s}	h	h_1	h_2	h_3	h_s	$\gamma^{1)}$	$\lambda_s^{2)}$
45°	12	25.0	32.0	23.7	25.0	25.0	150.0	27.5	158.3	-8°	0°
$1) \gamma = \text{Ângulo de saída.}$ $2) \lambda_s = \text{Ângulo de inclinação.}$											

(Adaptado do Catálogo da Sandvik Coromant®)

APÊNDICE B12

Geometria da ferramenta de corte SNMA 120408



S	N	G	A	12	04	08	-	T	025	20
1	2	3	4	5	6	7		8	10	11

1 Formato da pastilha



2 Ângulo de folga da pastilha

3 Tolerâncias \pm para s ± 0.13

4 Tipo de pastilha



5 comprimento da aresta de corte, /mm

12

6 Espessura da pastilha,
 s mm $s = 4.76$ 7 Raio de ponta, r_e mm08 $r_e = 0.8$

8 Condições da aresta de corte



Fase negativa

10 Largura do chanfro, mm

 $b_{\gamma n} = 0.25$

11 Ângulo do chanfro

 $\gamma_n = 20^\circ$

(Adaptado do Catálogo da Sandvik Coromant®)

APÊNDICE C1

Aspecto do cavaco produzido na usinagem do ferro fundido cinzento FC 250 com pastilha à base de $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$ a $700\text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$

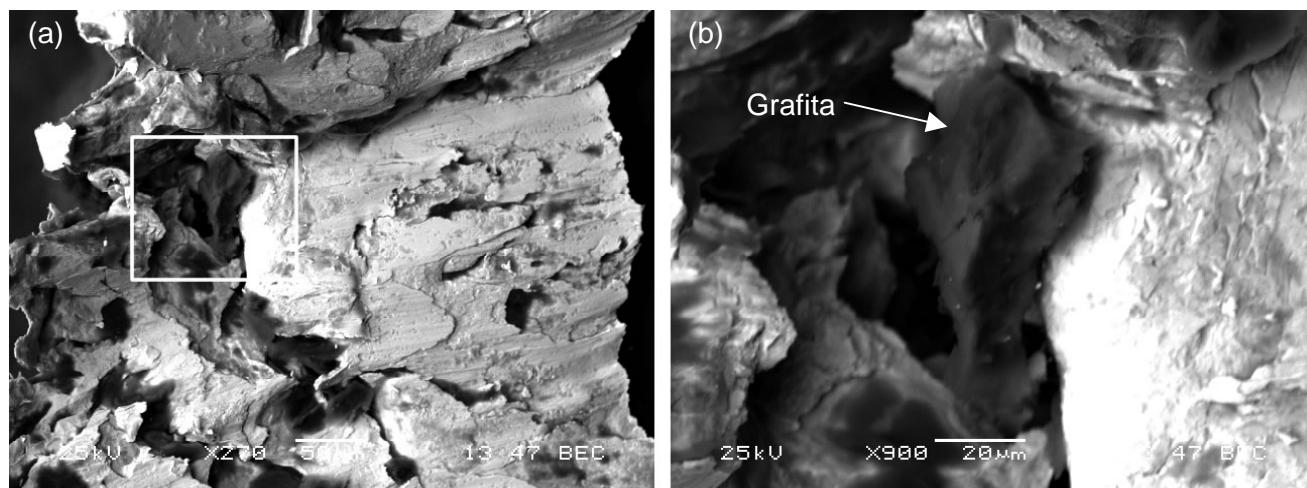


Figura C1.1– (a) Aspecto da superfície do cavaco. O quadrado na figura indica a região selecionada e ampliada em (b). (b) Exposição da grafita na superfície do cavaco.

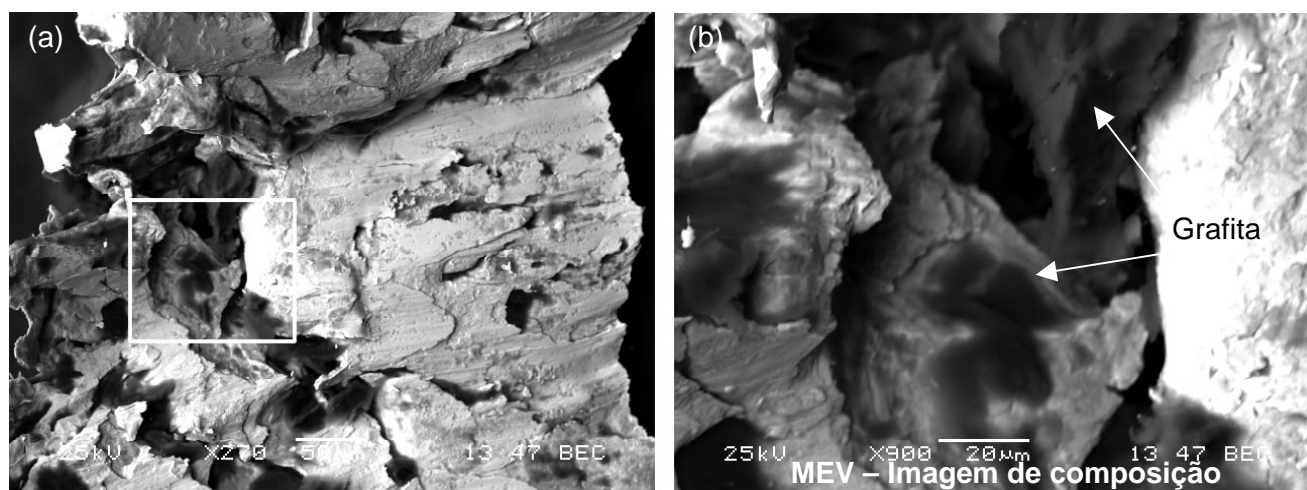
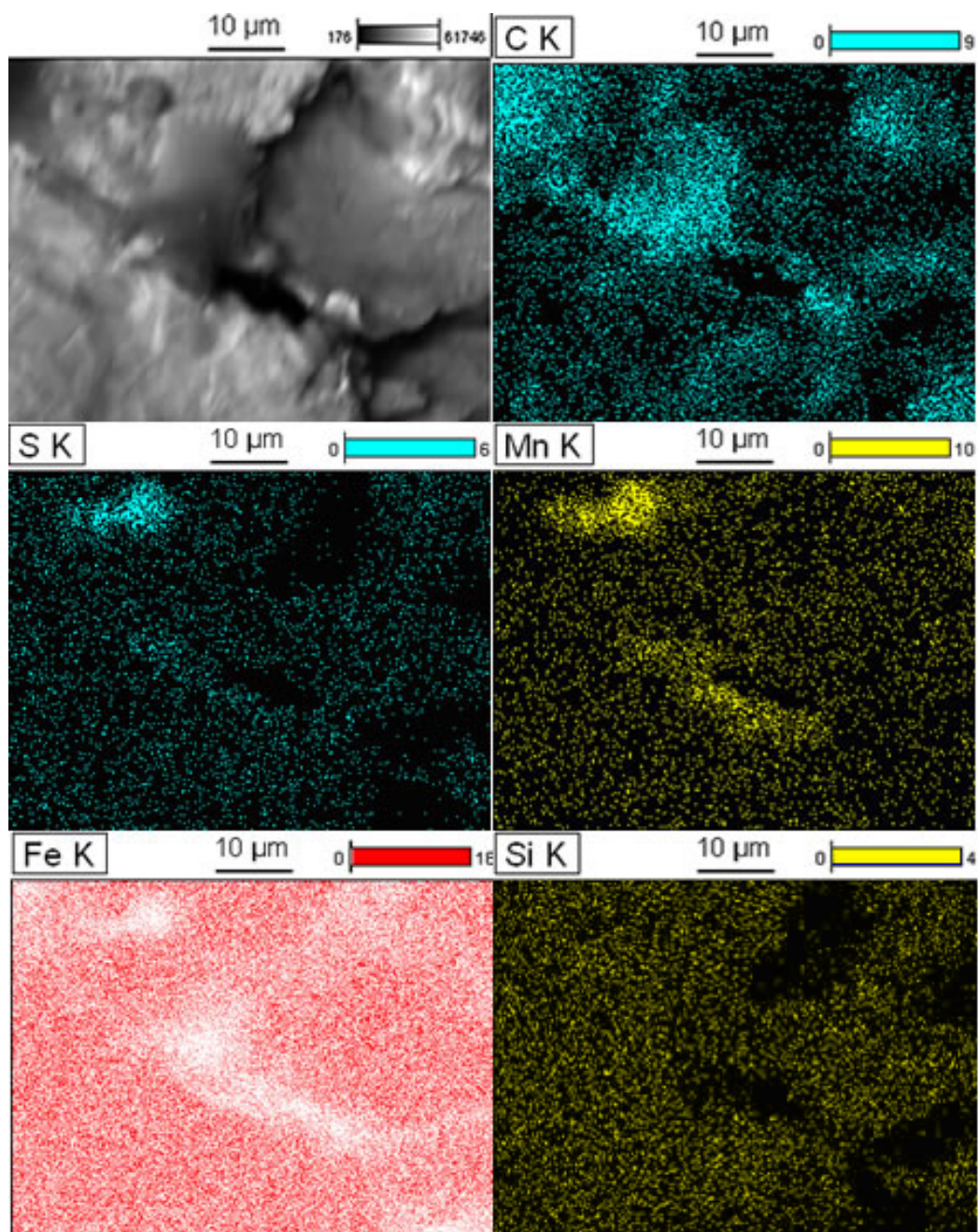


Figura C1.2 – (a) Aspecto da superfície do cavaco. O quadrado na figura indica a região selecionada e ampliada em (b). (b) Exposição da grafita na superfície do cavaco.

APÊNDICE C2

Mapeamento por EDS da superfície inferior do cavaco produzidos na usinagem do ferro fundido cinzento FC 250 com pastilha à base de $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$ a $700 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$



APÊNDICE C3 - Caracterização da superfície inferior do cavaco obtido na usinagem a 300 m.min⁻¹

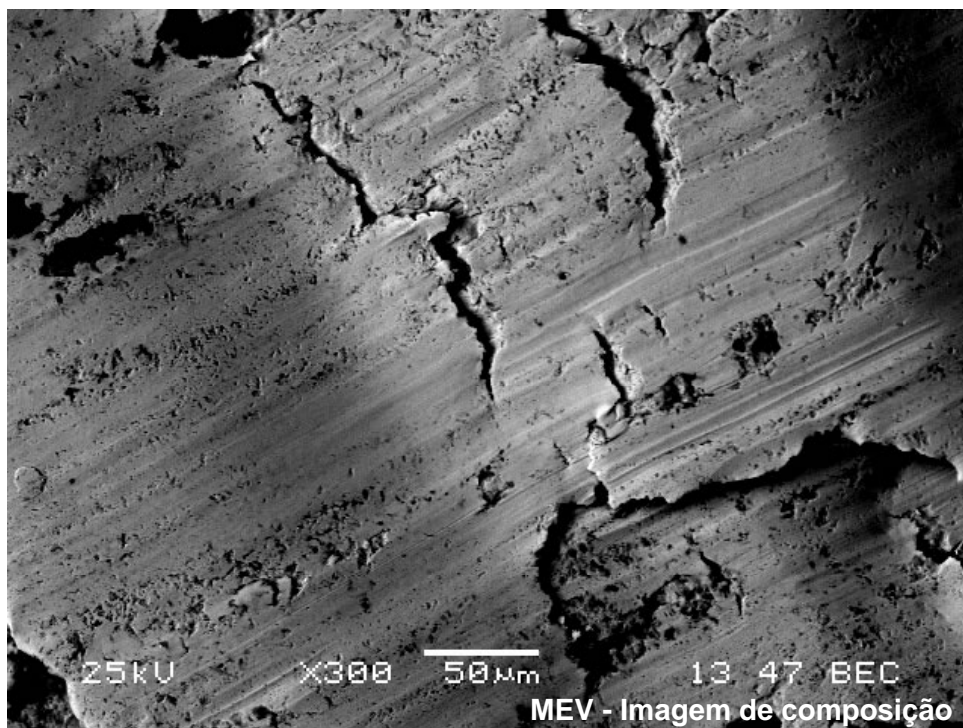


Figura C3.1 - Superfície inferior do cavaco produzido usinagem a 300 m.min⁻¹.

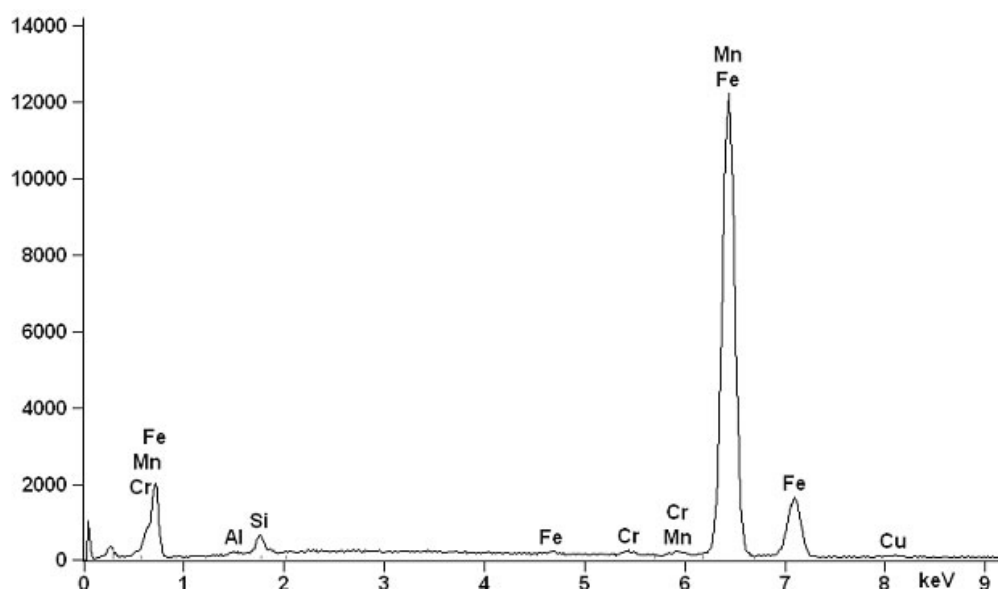


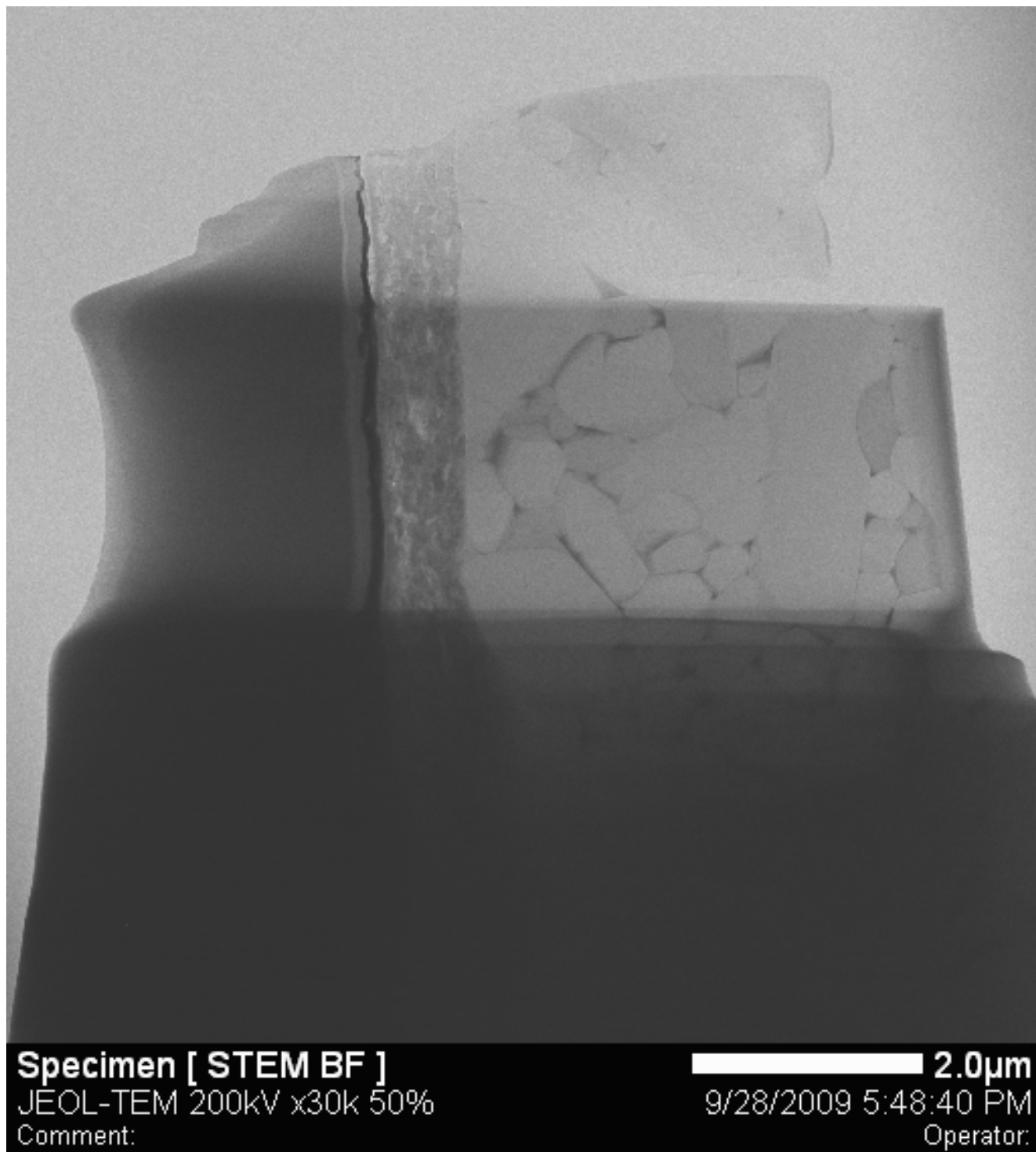
Figura C3.2 – Espectro de EDS da superfície inferior do cavaco mostrada na Figura C3.1.

Tabela C3 – Resultado semiquantitativo referente ao espectro na Figura C3.2.

<i>Elemento</i>	<i>Peso %</i>	<i>Peso % Erro</i>	<i>Átomo %</i>	<i>Átomo % Erro</i>
Al K	0,29	+/- 0,05	0,58	+/- 0,09
Si K	1,87	+/- 0,07	3,65	+/- 0,14
Cr K	0,35	+/- 0,03	0,37	+/- 0,03
Mn K	0,79	+/- 0,11	0,79	+/- 0,11
Fe K	95,96	+/- 0,36	93,98	+/- 0,35
Cu K	0,74	+/- 0,08	0,64	+/- 0,07
Total	100,00		100,00	

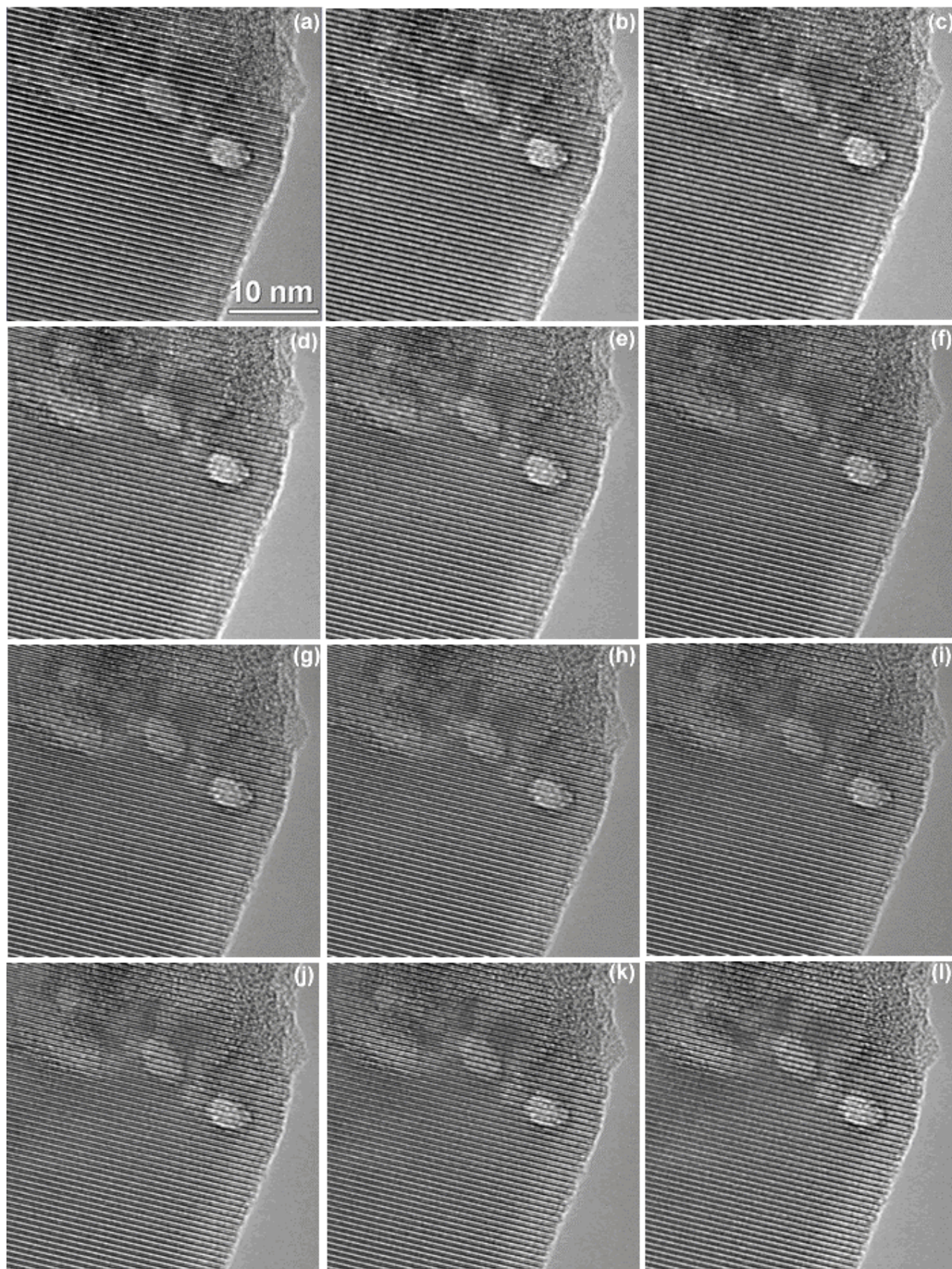
APÊNDICE D1

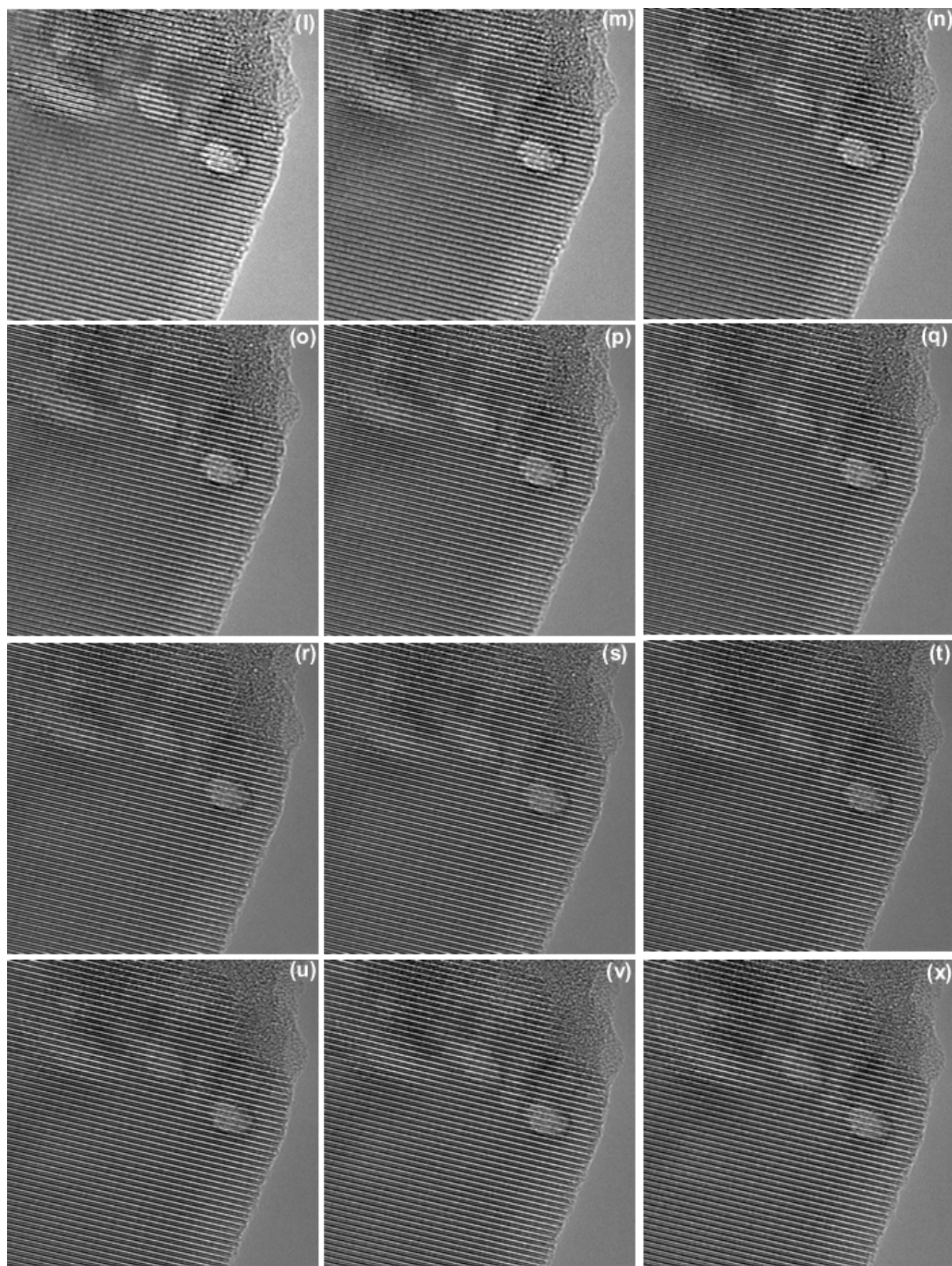
AMOSTRA DE SEÇÃO TRANSVERSAL DA *TRIBOLAYER* FORMADA NA SUPERFÍCIE DA FERRAMENTA À BASE DE β -Si₃N₄ NA USINAGEM DO FERRO FUNDIDO CINZENTO FC 250 A 300 m.min⁻¹ E OBSERVADA NO MICROSCÓPIO ELETRÔNICO DE TRANSMISSÃO *Joel JEM 2100 HTP*



APÊNDICE D2

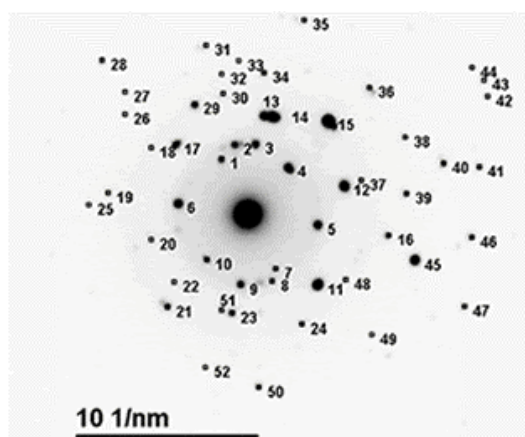
Imagem de HRTEM em diferentes valores de *defocus* da seção transversal da ferramenta de corte à base de $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$ empregada na usinagem do ferro fundido cinzento FC 250 a $700 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$





APÊNDICE E1

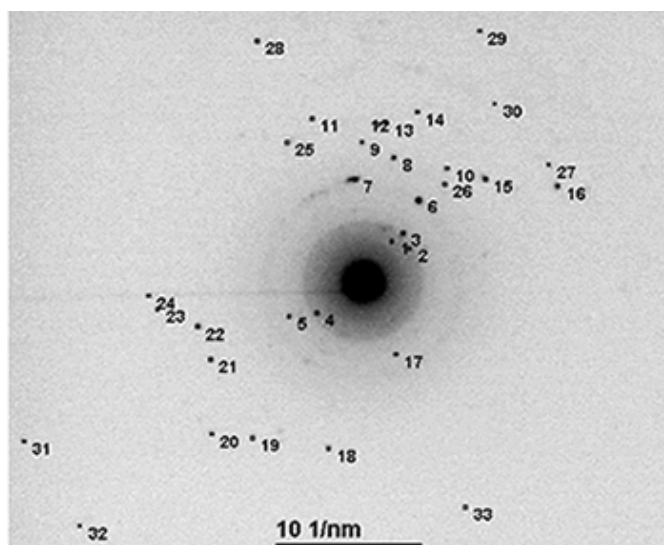
Identificação e indexação do padrão de difração de elétrons apresentado na Figura 5.45(a)



Medido com o programa Gatan DigitalMicrograph®						Identificação				
						MnS - (ICSD 18007)				
						eixo de zona				
						[1,0,1]	[1,1,2]	[3,0,4]	[1,0,3]	[0,0,1]
Spot	d-Spacing (nm)	Rec. Pos.(1/nm)	Degrees to Spot 1	Degrees to x-axis	Amplitude	Planos				
7	0.3013	3.319	178.09	-62.81	203	(-1,-1,1)	(1,1,-1)			
10	0.3003	3.33	112.26	-132.45	237	(-1,1,1)	(1,1,-1)			
1	0.2958	3.38	0	115.29	478	(1,1,-1)	(-1,-1,1)	(0,-2,0)		
4	0.2907	3.44	66.03	49.25	1739	(1,-1,-1)	(-1,-1,1)			
9	0.2599	3.848	149.01	-95.7	634			(0,-2,0)		(0,-2,0)
6	0.2594	3.855	55.34	170.63	1406	(0,2,0)		(0,-2,0)	(0,2,0)	(-2,0,0)
8	0.2592	3.858	174.8	-69.91	192					
5	0.2562	3.903	123.35	-8.07	1475	(0,-2,0)		(0,2,0)	(0,-2,0)	(2,0,0)
3	0.256	3.906	31.93	83.35	794			(0,2,0)		(0,2,0)
2	0.2559	3.908	14.83	100.46	574					
51	0.1846	5.417	139.33	-105.39	137					
11	0.1837	5.445	160.1	-44.82	2772		(-2,2,0)			(2,-2,0)
23	0.1834	5.451	145.51	-99.2	360	(-2,0,2)				
22	0.1829	5.467	107.13	-137.59	84					(-2,-2,0)
20	0.1828	5.469	79.19	-165.52	75					
17	0.1815	5.511	20.49	135.77	586		(2,-2,0)			(-2,2,0)
13	0.1807	5.533	34.85	80.44	1630	(2,0,-2)				
12	0.1806	5.537	98.44	16.84	1988					
14	0.1792	5.58	39.49	75.8	2599					
48	0.1558	6.417	148.93	-33.64	78	(-1,-3,1)				
18	0.1554	6.435	29.97	145.26	86	(1,3,-1)				
37	0.1544	6.477	98.4	16.88	132	(1,-3,-1)				
24	0.1499	6.669	179.04	-63.75	215	(-2,-2,2)	(2,2,-2)			
21	0.1492	6.702	113.6	-131.11	391	(-2,2,2)	(2,2,-2)			
29	0.1488	6.721	0.34	115.62	649	(2,2,-2)	(-2,-2,2)			
30	0.1476	6.773	13.75	101.53	132			(3,1,-1)		
15	0.1468	6.811	65.9	49.38	8517	(2,-2,-2)	(-2,-2,2)			
19	0.1292	7.741	55.76	171.05	117	(0,4,0)		(0,-4,0)	(0,4,0)	(-4,0,0)
16	0.1288	7.766	123.6	-8.32	370	(0,-4,0)		(0,4,0)	(0,-4,0)	
34	0.1279	7.819	31.66	83.62	204					(0,4,0)
32	0.1278	7.824	14.69	100.6	48					
33	0.1183	8.452	21.85	93.44	41	(3,1,-3)				
52	0.1154	8.666	139.04	-105.67	43					
26	0.1151	8.69	25.41	140.69	63					
25	0.1147	8.721	61.04	176.33	56					
39	0.1144	8.739	107.67	7.62	250		(-4,0,2)			
49	0.1061	9.427	159.37	-44.09	52	(-2,-4,2)				
50	0.1058	9.452	158.3	-86.42	223					
27	0.1053	9.494	19.78	135.07	72	(2,4,-2)				
45	0.1051	9.516	130.46	-15.17	2068					
31	0.1046	9.557	11.39	103.9	147			(0,1,0)		
38	0.1044	9.576	88.89	26.39	128	(2,-4,-2)				
36	0.1039	9.62	69	46.29	199	(3,-3,-3)	(-3,-3,3)			
40	0.09039	11.06	100.57	14.72	255		(-5,-1,3)			
35	0.09021	11.09	41.36	73.93	152		(-1,-5,3)			
28	0.08593	11.64	18.11	133.4	202					
46	0.08129	12.3	121.02	-5.73	275		(-2,6,-2)			
47	0.07777	12.86	138.27	-22.99	168					
41	0.07734	12.93	103.56	11.73	174					
42	0.06837	14.63	88.96	26.33	102					
44	0.06818	14.67	81.93	33.36	71					
43	0.06731	14.86	85.56	29.72	81					

APÊNDICE E2

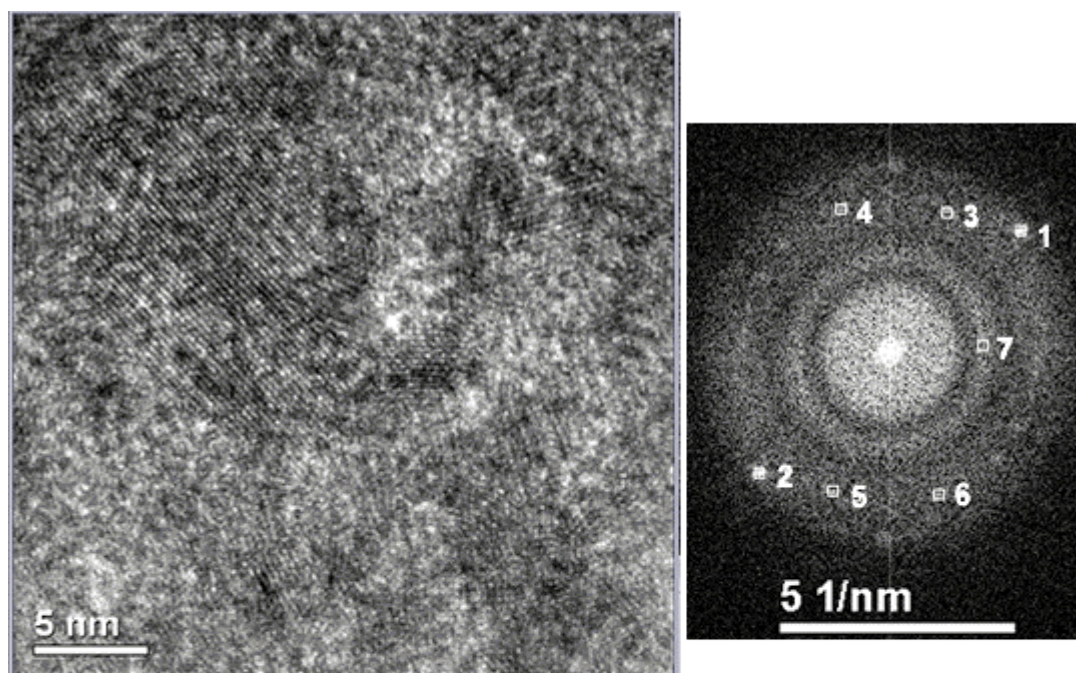
Identificação e indexação do padrão de difração de elétrons apresentado na Figura 5.45(b)



Medido com o programa Gatan DigitalMicrograph®						Identificação			
						MnS - (ICSD 18007)			
						eixo de zona			
						[1,0,1]	[1,0,2]	[1,1,2]	[1,1,3]
Spot	d-Spacing (nm)	Rec. Pos.(1/nm)	Degrees to Spot 1	Degrees to x-axis	Amplitude	Planos			
1	0.296	3.378	0	54.48	70	(1,-1,-1)		(-1,-1,1)	
4	0.2649	3.775	159.93	-145.59	74		(0,2,0)		
2	0.2566	3.897	19.09	35.39	77		(0,-2,0)		
3	0.2327	4.297	4.06	50.42	81				
17	0.1844	5.424	119.97	-65.49	55				(-2,2,0)
5	0.18	5.555	150.8	-154.72	49				(2,-2,0)
6	0.1477	6.771	1.1	55.58	278	(2,-2,-2)		(-2,-2,2)	
7	0.1429	7	39.75	94.23	98				
26	0.1152	8.681	4.49	49.99	41				
8	0.1145	8.735	21.49	75.97	105				
9	0.1049	9.532	35.89	90.37	67				
10	0.1038	9.634	1.01	53.47	65	(3,-3,-3)		(-3,-3,3)	
12	0.09287	10.77	30.06	84.54	43			(-2,-5,3)	
25	0.09259	10.8	63.96	118.44	42				
15	0.09191	10.88	14.52	39.96	61				
13	0.09134	10.95	27.1	81.58	61				
18	0.08604	11.62	156.12	-101.64	81				
21	0.08596	11.63	152.63	-152.89	59				
11	0.08591	11.64	52.72	107.2	56	(4,2,-4)			
22	0.08582	11.65	140.71	-164.81	109				
14	0.08226	12.16	17.73	72.21	44				(-6,0,2)
19	0.07679	13.02	179.64	-125.16	37	(-5,3,5)		(4,4,-4)	
23	0.07096	14.09	133.21	-172.31	36				
24	0.06851	14.6	129.25	-176.27	37				(7,3,-3)
20	0.0685	14.6	170.8	-134.72	46				(3,7,-3)
16	0.0677	14.77	28.27	26.21	110				
27	0.06695	14.94	22.16	32.32	36		(0,-5,0)		
30	0.06631	15.08	0.9	53.58	34				
33	0.05924	16.88	120.08	-65.6	32	(-6,-4,6)			
28	0.05581	17.92	59.15	113.63	38	(6,4,-6)			(-6,-6,4)
29	0.05304	18.85	10.6	65.08	34				
32	0.03929	25.45	166.35	-139.17	32				
31	0.03927	25.47	150.78	-154.74	31				

APÊNDICE E3

Identificação e indexação da transformada de Fourier apresentada na Figura 5.46

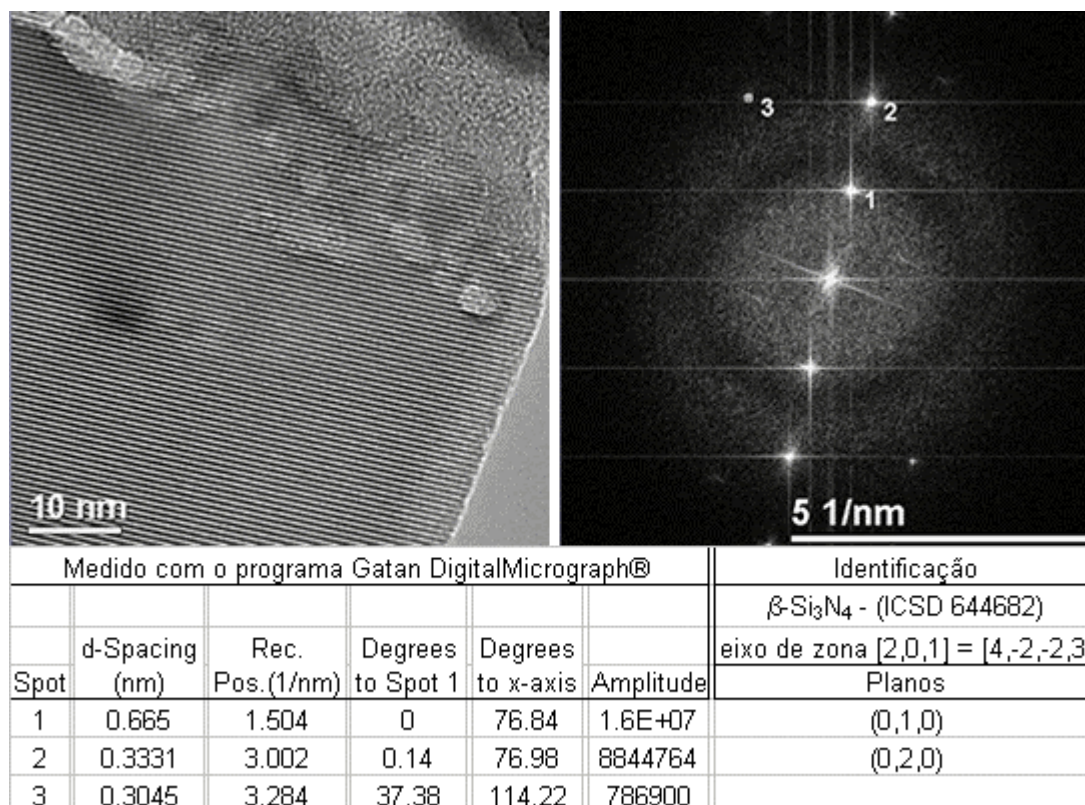


Medido com o programa Gatan DigitalMicrograph®						Identificação
	d-Spacing (nm)	Rec. Pos. (1/nm)	Degrees to Spot 1	Degrees to x-axis	Amplitude	MnS - (ICSD 18007)
Spot						eixo de zona [1,0,2]
1	0.2658	3.763	0	42.66	365240.6	Planos
2	0.2658	3.762	179.73	-137.06	365240.6	(0,-2,0)
3	0.3144	3.181	24.37	67.04	67707.65	(0,2,0)
4	0.315	3.174	65.98	108.65	56387.7	
5	0.313	3.195	154.87	-112.21	67707.65	
6	0.312	3.205	113.68	-71.02	56387.7	
7	0.5025	1.99	39.22	3.45	65475.27	

O ponto 7, na transformada de Fourier, indica a distância entre o anel difuso intermediário e o centro da transformada, i.e., o referido ponto não representa a distância entre um *spot* e o centro da transformada.

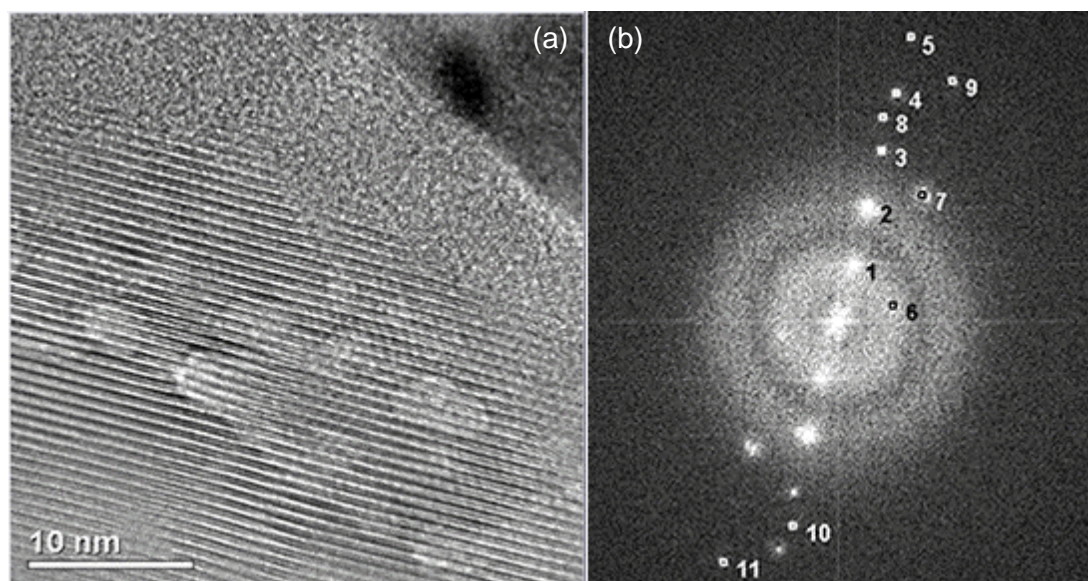
APÊNDICE E4

Identificação e indexação da transformada de Fourier apresentada na Figura 5.49



APÊNDICE E5

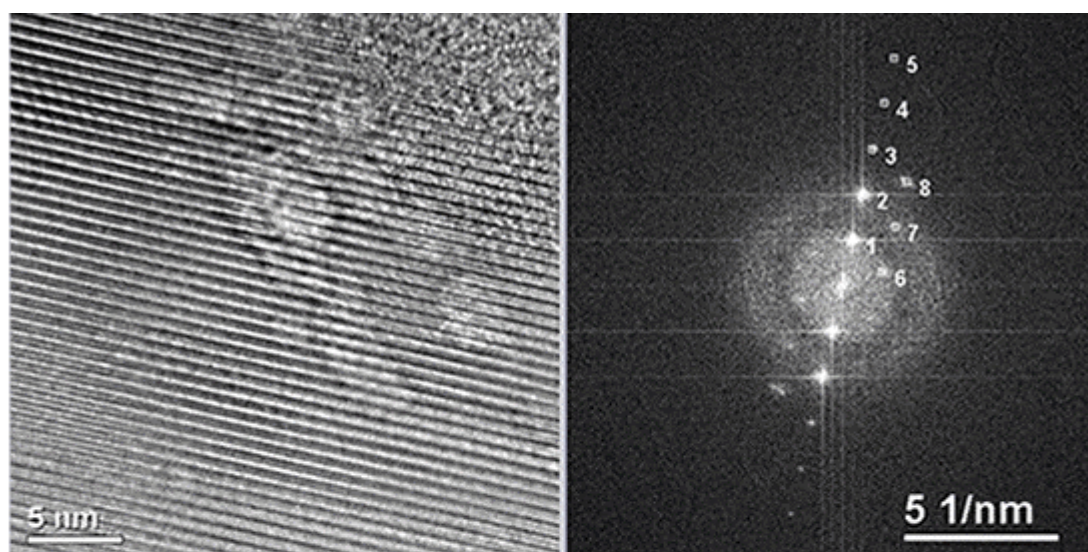
Identificação e indexação da transformada de Fourier apresentada na Figura 5.50



Medido com o programa Gatan DigitalMicrograph®						Identificação
						Si_3N_4 - (ICSD 644682)
						eixo de zona [0,0,1]
Spot	d-Spacing (nm)	Rec.Pos (1/nm)	Degrees to Spot 1	Degrees to x-axis	Amplitude	Planos
1	0,6702	1492	0,00	74,98	12667873	(0,1,0)
2	0,3335	2998	0,43	75,41	6870046	(0,2,0)
3	0,2223	4499	0,42	75,40	845551	(0,3,0)
4	0,1663	6014	0,48	75,46	429454	(0,4,0)
5	0,1334	7494	0,49	75,47	141658	(0,5,0)
6	0,6763	1479	59,74	15,24	532983	(1,0,0)
7	0,2572	3888	19,04	55,94	640525	(1,2,0)
8	0,1878	5325	2,37	77,35	110383	
9	0,1469	6807	10,73	64,25	60511	(1,4,0)
10	0,1875	5334	177,40	-102,42	110383	
11	0,1466	6819	169,62	-115,5	60511	(-1,-4,0)

APÊNDICE E6

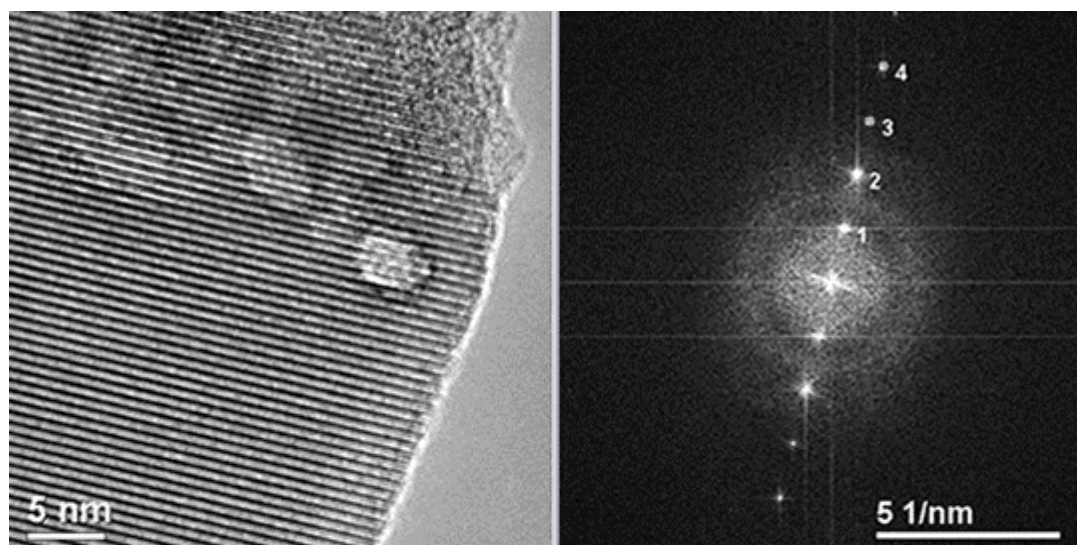
Identificação e indexação da transformada de Fourier apresentada na Figura 5.51(a)



Medido com o programa Gatan DigitalMicrograph®						Identificação
						β -Si ₃ N ₄ - (ICSD 644682)
	d-Spacing (nm)	Rec. Pos.(1/nm)	Degrees to Spot 1	Degrees to x-axis	Amplitude	eixo de zona [0,0,1] = [0,0,0,1]
Spot						Planos
1	0.663	1.508	0	76.77	3425718	(0,1,0)
2	0.3328	3.005	0.15	76.91	1375408	(0,2,0)
3	0.2221	4.503	0.57	77.34	131114.5	(0,3,0)
4	0.1659	6.028	0.28	77.05	38962.73	(0,4,0)
5	0.1329	7.522	0.4	77.16	31834.06	(0,5,0)
6	0.7292	1.371	58.39	18.37	132569.6	(1,0,0)
7	0.3919	2.552	28.7	48.07	91161.27	(1,1,0)
8	0.2544	3.931	18.83	57.93	72836.05	(1,2,0)

APÊNDICE E7

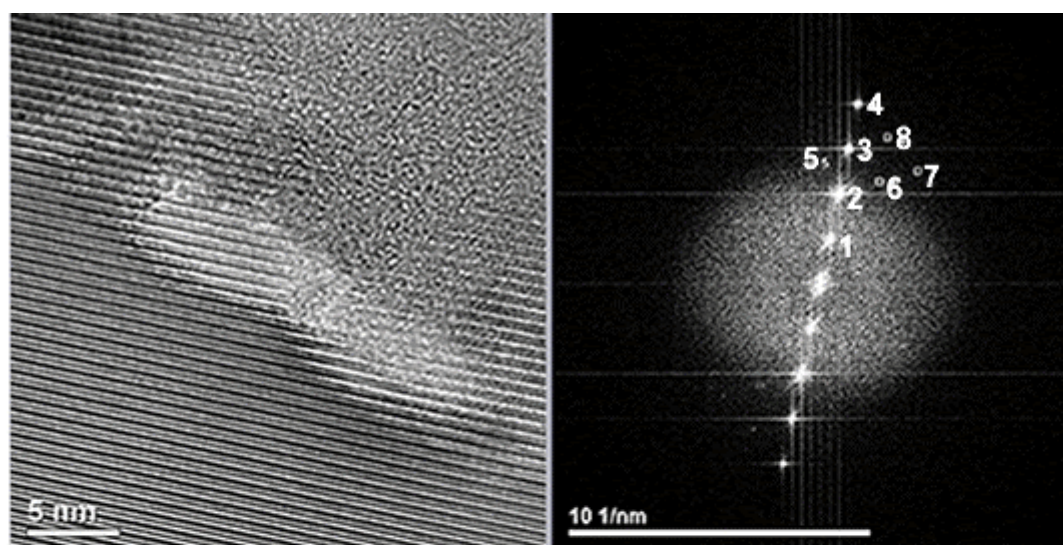
Identificação e indexação da transformada de Fourier apresentada na Figura 5.51(b)



Medido com o programa Gatan DigitalMicrograph®						Identificação
						β -Si ₃ N ₄ - (ICSD 644682)
						eixo de zona [2,0,1]
Spot	d-Spacing (nm)	Rec. Pos.(1/nm)	Degrees to Spot 1	Degrees to x-axis	Amplitude	Planos
1	0.6631	1.508	0	76.44	11076466	(0,1,0)
2	0.3322	3.01	0.13	76.57	2486560	(0,2,0)
3	0.2221	4.502	0.11	76.55	555115.8	(0,3,0)
4	0.1657	6.034	0.04	76.48	410690.3	(0,4,0)

APÊNDICE E8

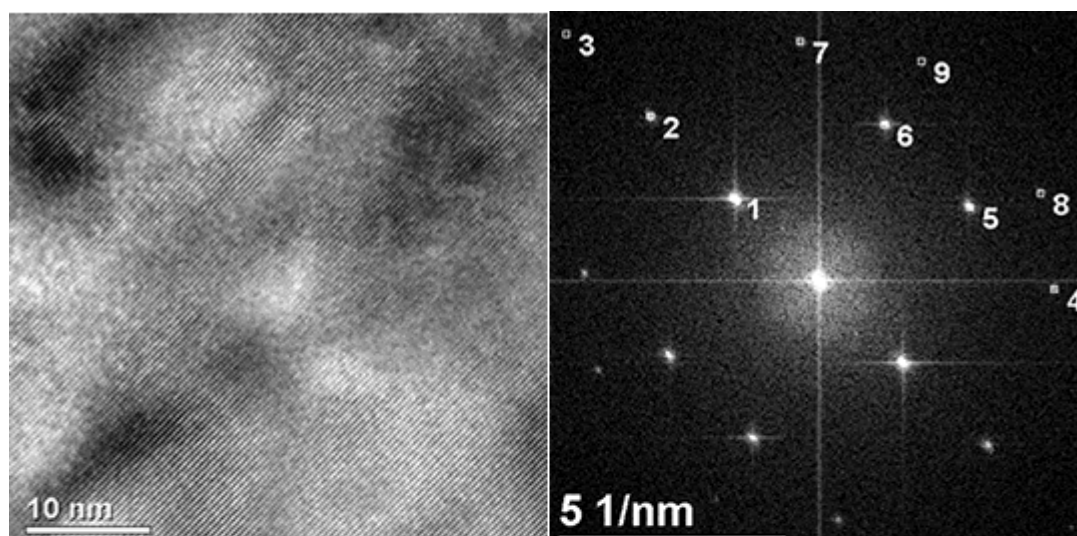
Identificação e indexação da transformada de Fourier apresentada na Figura 5.52



Medido com o programa Gatan DigitalMicrograph®						Identificação
						β -Si ₃ N ₄ - (ICSD 644682)
						eixo de zona [0,0,1] = [0,0,0,1]
Spot	d-Spacing (nm)	Rec. Pos. (1/nm)	Degrees to Spot 1	Degrees to x-axis	Amplitude	Planos
1	0.6744	1.483	0	78.06	6089244	(0,1,0)
2	0.3319	3.013	0.04	78.01	9847695	(0,2,0)
3	0.2208	4.528	0.03	78.03	4409816	(0,3,0)
4	0.1659	6.028	0.03	78.02	1021578	(0,4,0)
5	0.2472	4.046	16.69	94.75	79936	(-1,3,0)
6	0.2581	3.874	18.47	59.59	86226	(1,2,0)
7	0.2041	4.9	29.25	48.8	35711	(2,2,0)
8	0.1894	5.28	13.01	65.05	55491	(1,3,0)

APÊNDICE E9

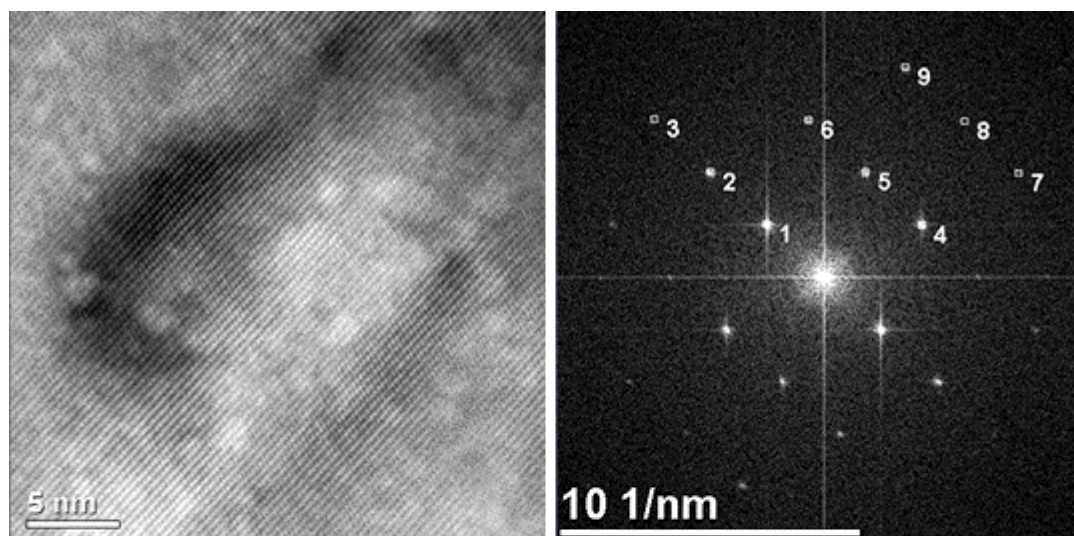
Identificação e indexação da transformada de Fourier apresentada na Figura 5.53(a)



Medido com o programa Gatan DigitalMicrograph®						Identificação
						β -Si ₃ N ₄ - (ICSD 644682)
	d-Spacing	Rec.	Degrees	Degrees		eixo de zona [4,2,1] = [2,0,-2,1]
Spot	(nm)	Pos.(1/nm)	to Spot 1	to x-axis	Amplitude	Planos
1	0.387	2.584	0	135.64	1586582	(-1,2,0)
2	0.1943	5.146	0.13	135.77	342645	(-2,4,0)
3	0.1296	7.716	0.06	135.7	34923.9	(-3,6,0)
4	0.1942	5.148	137.65	-2.01	122604	(2,-3,-2)
5	0.2723	3.673	109.52	26.12	805043	(1,-1,-2)
6	0.2691	3.716	68.55	67.09	877132	(0,1,-2)
7	0.1907	5.243	41.14	94.5	116196	(-1,-3,-2)
8	0.1918	5.215	114.02	21.62	66516.1	
9	0.1891	5.289	70.83	64.81	33166.3	

APÊNDICE E10

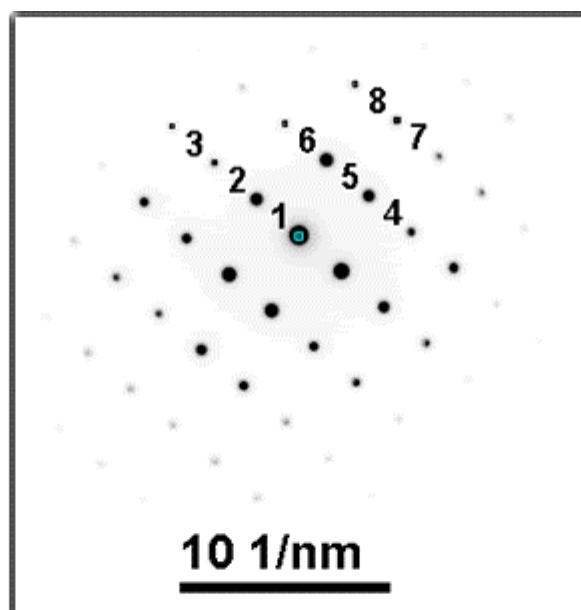
Identificação e indexação da transformada de Fourier apresentada na Figura 5.53(b)



Medido com o programa Gatan DigitalMicrograph®						Identificação
						β -Si ₃ N ₄ - (ICSD 644682)
						eixo de zona [4,2,1] = [2,0,-2,1]
Spot	d-Spacing (nm)	Rec. Pos.(1/nm)	Degrees to Spot 1	Degrees to x-axis	Amplitude	Planos
1	0.3888	2.572	0	137.21	1235043	(-1,2,0)
2	0.1947	5.136	0.1	137.31	239852	(-2,4,0)
3	0.13	7.691	0.17	137.04	19995.9	(-3,6,0)
4	0.2713	3.687	109.1	28.12	474324	(1,-1,-2)
5	0.2672	3.743	68.95	68.27	276259	(0,1,-2)
6	0.1908	5.24	41.53	95.69	132648	(-1,3,-2)
7	0.136	7.352	109.17	28.04	29066.4	(2,-2,-4)
8	0.1435	6.967	89.26	47.95	25413.4	(1,0,-4)
9	0.1339	7.466	68.51	68.7	55340.2	(0,2,-4)

APÊNDICE E11

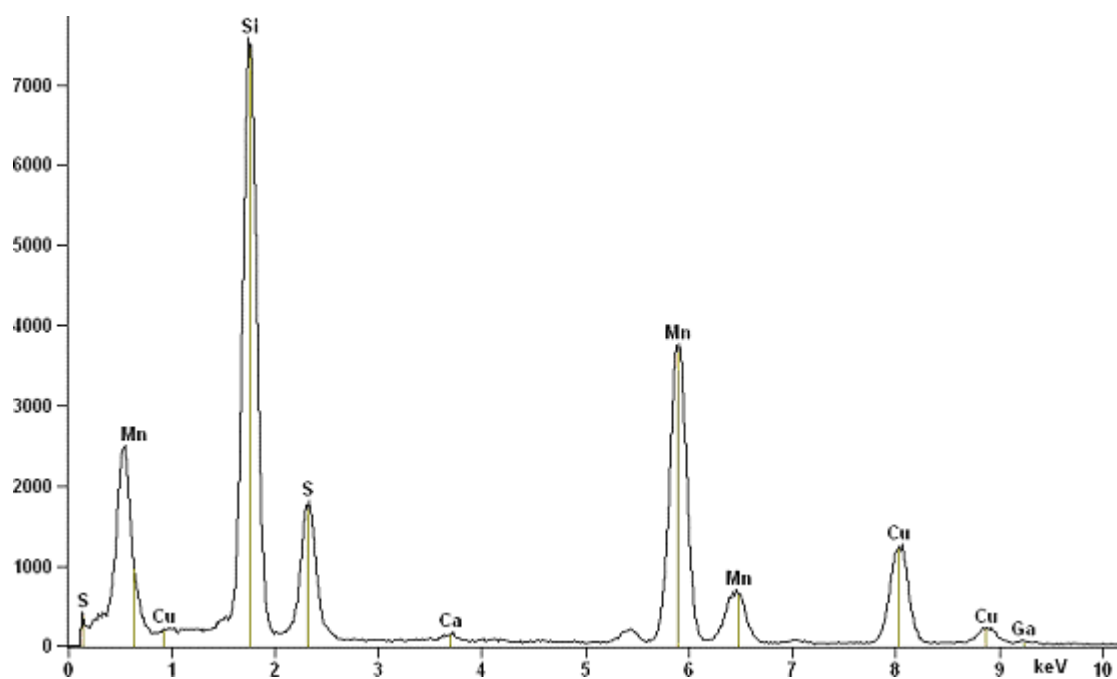
Identificação e indexação do padrão de difração de elétrons apresentado na Figura 5.54



Medido com o programa Gatan DigitalMicrograph®						Identificação
						β -Si ₃ N ₄ - (ICSD 644682)
						eixo de zona [4,2,1] = [2,0,-2,1]
Spot	d-Spacing (nm)	Rec. Pos. (1/nm)	Degrees to Spot 1	Degrees to x-axis	Amplitude	Planos
1	0.3791	2.638	0	138.55	10455	(-1,2,0)
2	0.1886	5.304	0.42	138.97	1398	(-2,4,0)
3	0.1257	7.957	0.65	139.2	503	(-3,6,0)
4	0.2579	3.877	109.1	29.45	9089	(2,-3,-2)
5	0.258	3.877	68.97	69.58	10710	(0,1,-2)
6	0.1864	5.365	41.38	97.17	743	(-1,3,-2)
7	0.1391	7.188	88.94	49.61	1251	(1,0,-4)
8	0.1305	7.662	68.89	69.66	683	(0,2,-4)

APÊNDICE E12

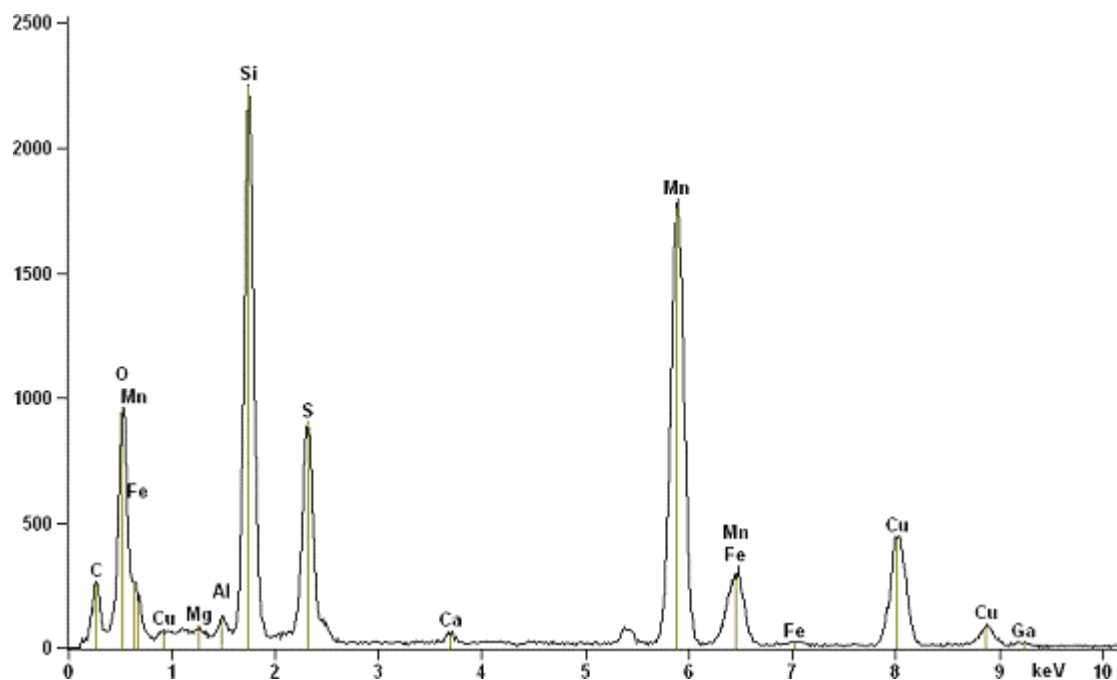
Espectro de EDS e análise química semiquantitativa da inclusão 1 apresentada na Figura 5.65



<i>Element Line</i>	<i>Net Counts</i>	<i>K-Factor</i>	<i>Weight %</i>	<i>Weight % Error</i>	<i>Atom %</i>	<i>Atom % Error</i>
Si K	118580	1.000	42.56	+/- 0.24	56.54	+/- 0.32
S K	31357	1.030	11.59	+/- 0.15	13.49	+/- 0.17
Ca K	1276	0.903	0.41	+/- 0.03	0.38	+/- 0.03
Mn K	84023	1.057	31.89	+/- 0.22	21.66	+/- 0.15
Cu K	29101	1.251	13.06	+/- 0.19	7.67	+/- 0.11
Ga K	954	1.438	0.49	+/- 0.05	0.26	+/- 0.03
Mo K	0	3.230	0.00	---	0.00	+/- 0.00
Total			100.00		100.00	

APÊNDICE E13

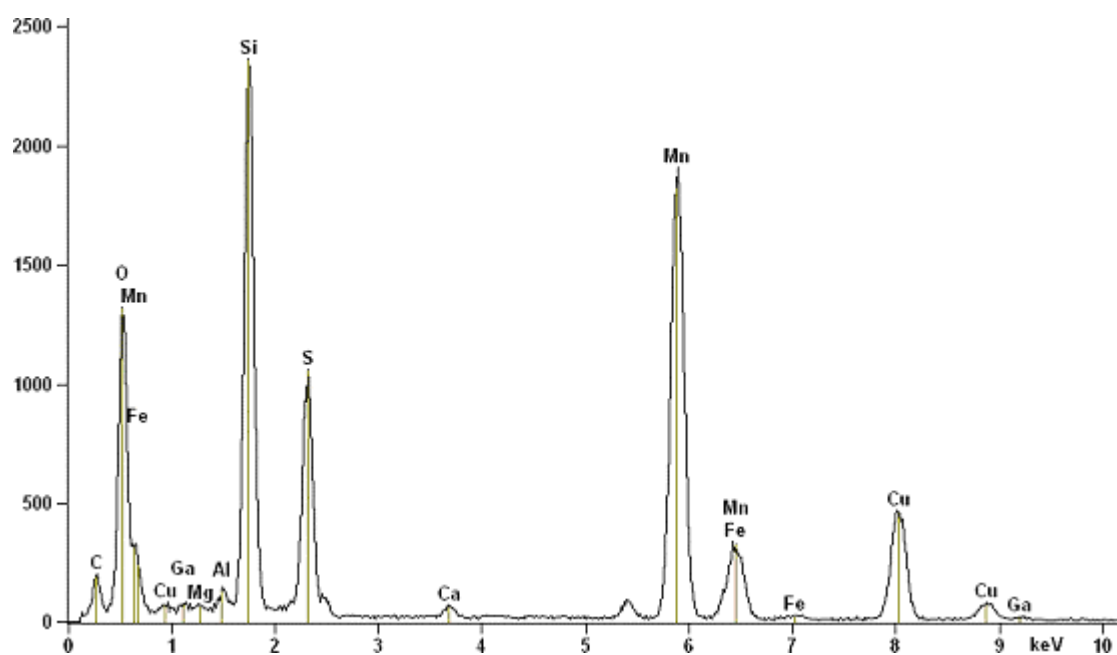
Espectro de EDS e análise química semiquantitativa da inclusão 2 apresentada na Figura 5.65



Element Line	Net Counts	K-Factor	Weight %	Weight % Error	Atom %	Atom % Error
C K	2146	11.553	19.59	+/- 0.54	39.27	+/- 1.08
O K	6473	2.604	13.32	+/- 0.39	20.04	+/- 0.59
Mg K	386	1.198	0.37	+/- 0.06	0.36	+/- 0.06
Al K	671	1.094	0.58	+/- 0.05	0.52	+/- 0.04
Si K	25093	1.000	19.82	+/- 0.18	17.00	+/- 0.15
S K	11835	1.030	9.63	+/- 0.16	7.23	+/- 0.12
Ca K	608	0.903	0.43	+/- 0.03	0.26	+/- 0.02
Mn K	29640	1.057	24.76	+/- 0.24	10.85	+/- 0.11
Fe K	2664	1.070	2.25	+/- 0.10	0.97	+/- 0.04
Cu K	9051	1.251	8.94	+/- 0.19	3.39	+/- 0.07
Ga K	273	1.438	0.31	+/- 0.05	0.11	+/- 0.02
Total			100.00		100.00	

APÊNDICE E14

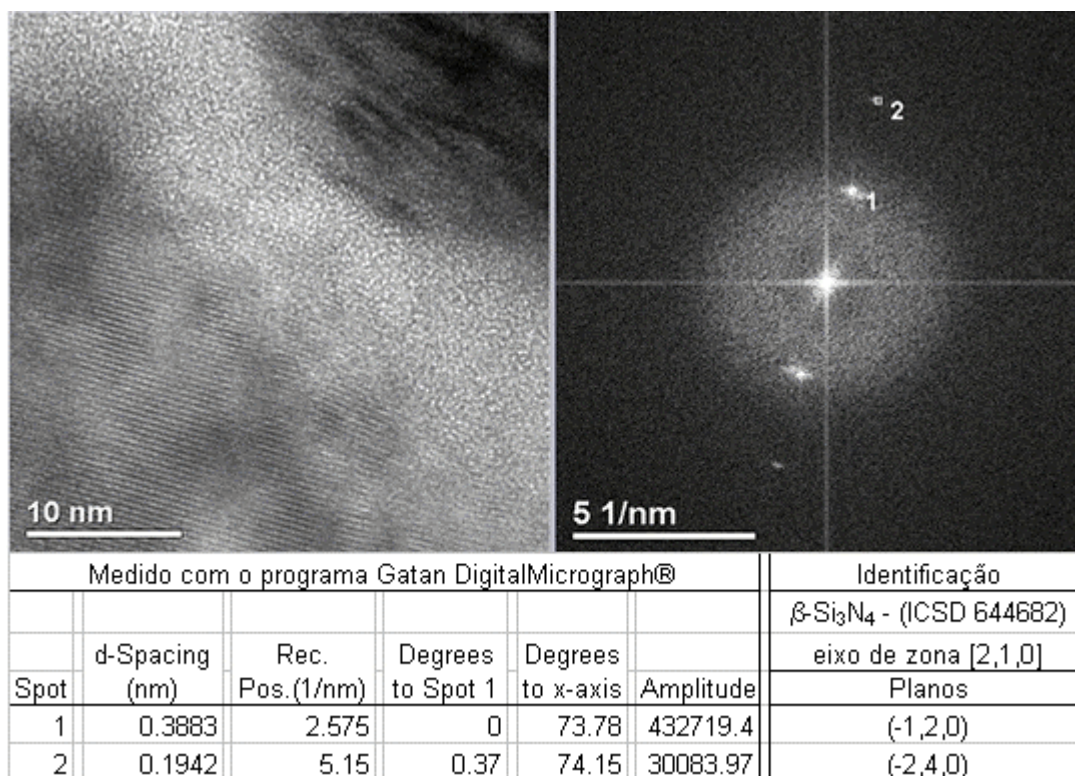
Espectro e análise química semiquantitativa da inclusão 3 apresentada na Figura 5.65



<i>Element Line</i>	<i>Net Counts</i>	<i>K-Factor</i>	<i>Weight %</i>	<i>Weight % Error</i>	<i>Atom %</i>	<i>Atom % Error</i>
C K	1534	11.553	13.37	+/- 0.47	27.74	+/- 0.98
O K	9782	2.604	19.22	+/- 0.26	29.93	+/- 0.40
Mg K	203	1.198	0.18	+/- 0.04	0.19	+/- 0.04
Al K	552	1.094	0.46	+/- 0.04	0.42	+/- 0.04
Si K	26160	1.000	19.74	+/- 0.15	17.51	+/- 0.13
S K	13356	1.030	10.37	+/- 0.14	8.06	+/- 0.11
Ca K	693	0.903	0.47	+/- 0.05	0.29	+/- 0.03
Mn K	31885	1.057	25.44	+/- 0.23	11.54	+/- 0.10
Fe K	2471	1.070	2.00	+/- 0.09	0.89	+/- 0.04
Cu K	9045	1.251	8.53	+/- 0.17	3.35	+/- 0.07
Ga K	205	1.438	0.22	+/- 0.05	0.08	+/- 0.02
Total			100.00		100.00	

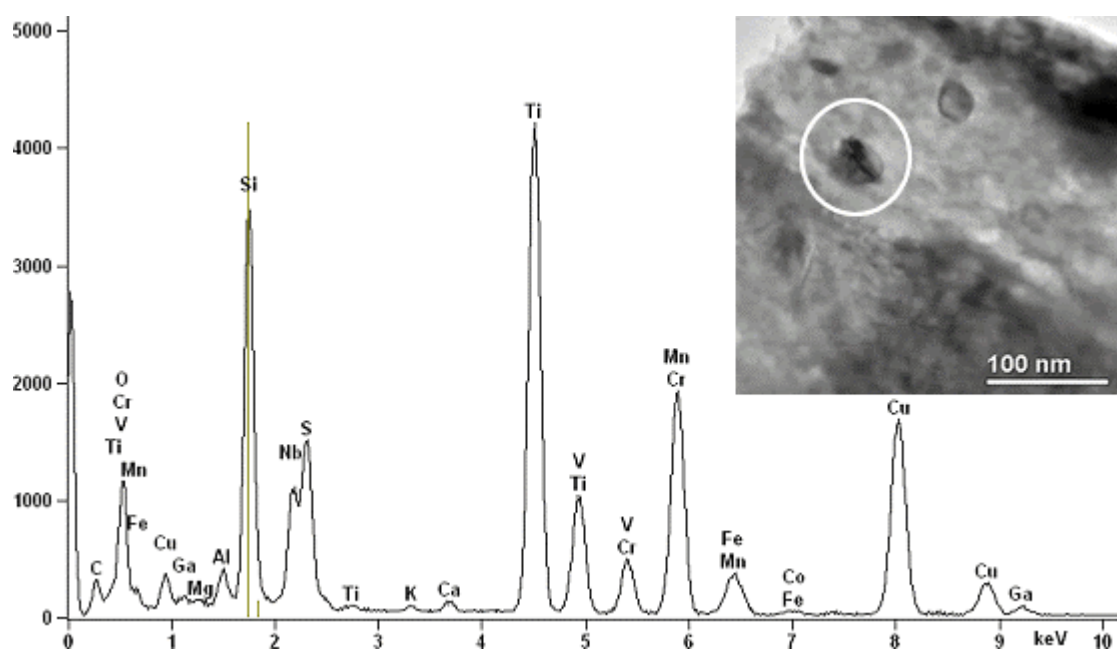
APÊNDICE E15

Identificação e indexação da transformada de Fourier apresentada na Figura 5.66(b)



APÊNDICE E16

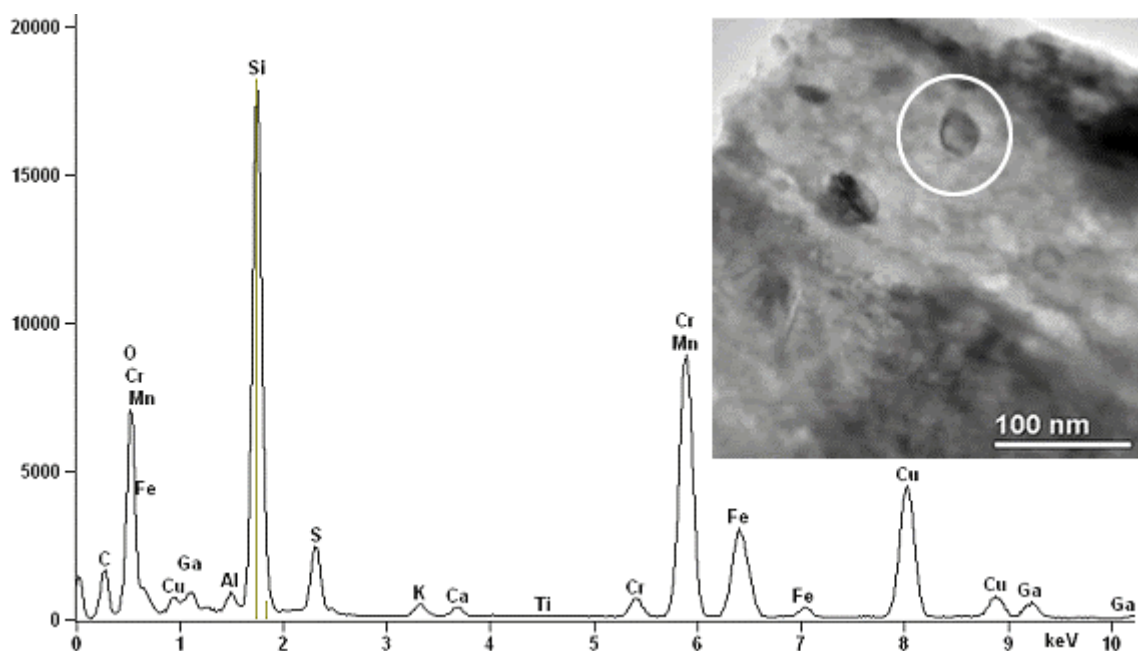
Espectro de EDS e análise química semiquantitativa da inclusão 1 apresentada na Figura 5.67



Element Line	Net Counts	K-Factor	Weight %	Weight % Error	Atom %	Atom % Error
C K	1454	11.553	6.37	+/- 0.31	18.89	+/- 0.91
O K	5546	2.604	5.48	+/- 0.22	12.19	+/- 0.49
Mg K	420	1.198	0.19	+/- 0.05	0.28	+/- 0.07
Al K	2519	1.094	1.05	+/- 0.05	1.38	+/- 0.07
Si K	37936	1.000	14.40	+/- 0.10	18.24	+/- 0.13
S K	15407	1.030	6.02	+/- 0.12	6.68	+/- 0.13
K K	493	0.937	0.18	+/- 0.02	0.16	+/- 0.02
Ca K	956	0.903	0.33	+/- 0.02	0.29	+/- 0.02
Ti K	63346	0.982	23.60	+/- 0.16	17.54	+/- 0.12
V K	7421	1.013	2.85	+/- 0.10	1.99	+/- 0.07
Cr K	6177	1.013	2.37	+/- 0.08	1.62	+/- 0.06
Mn K	31336	1.057	12.57	+/- 0.14	8.15	+/- 0.09
Fe K	3047	1.070	1.24	+/- 0.09	0.79	+/- 0.06
Co K	285	1.132	0.12	+/- 0.03	0.07	+/- 0.02
Cu K	32394	1.251	15.37	+/- 0.16	8.61	+/- 0.09
Ga K	1497	1.438	0.82	+/- 0.10	0.42	+/- 0.05
Nb K	10924	1.700	7.05	+/- 0.21	2.70	+/- 0.08
Total			100.00		100.00	

APÊNDICE E17

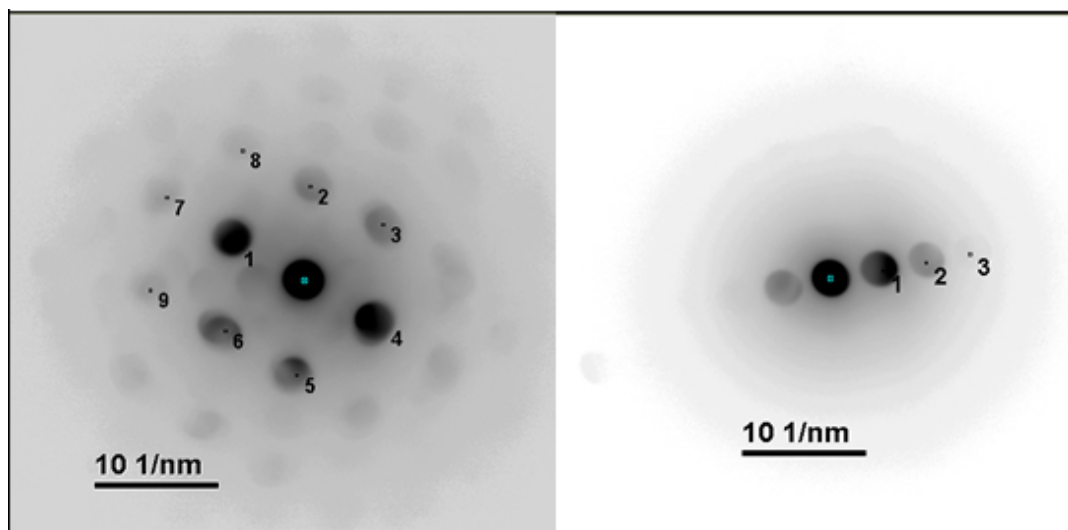
Espectro de EDS e análise química semiquantitativa da inclusão 3 apresentada na Figura 5.68



Element Line	Net Counts	K-Factor	Weight %	Weight % Error	Atom %	Atom % Error
C K	13711	11.553	18.73	+/- 0.28	38.86	+/- 0.58
O K	39461	2.604	12.15	+/- 0.13	18.93	+/- 0.20
Al K	4253	1.094	0.55	+/- 0.03	0.51	+/- 0.03
Si K	199471	1.000	23.59	+/- 0.10	20.93	+/- 0.09
S K	30308	1.030	3.69	+/- 0.04	2.87	+/- 0.03
K K	5212	0.937	0.58	+/- 0.02	0.37	+/- 0.01
Ca K	3709	0.903	0.40	+/- 0.02	0.25	+/- 0.01
Ti K	387	0.982	0.04	+/- 0.01	0.02	+/- 0.00
Cr K	10346	1.013	1.24	+/- 0.03	0.59	+/- 0.02
Mn K	149409	1.057	18.69	+/- 0.09	8.47	+/- 0.04
Fe K	42735	1.070	5.41	+/- 0.07	2.41	+/- 0.03
Cu K	87864	1.251	13.00	+/- 0.09	5.10	+/- 0.03
Ga K	11348	1.438	1.93	+/- 0.06	0.69	+/- 0.02
Total			100.00		100.00	

APÊNDICE E18

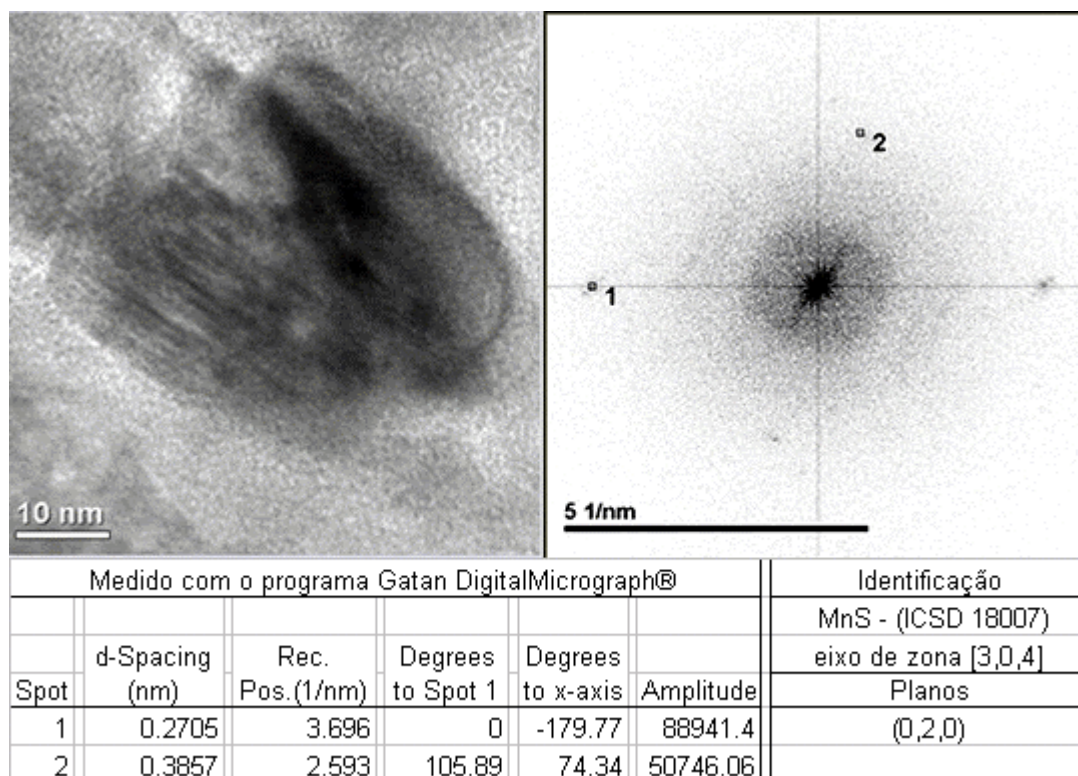
Identificação e indexação dos padrões de difração de nanofeixe de elétrons - NBD
apresentados na Figura 5.69



Medido com o programa Gatan DigitalMicrograph®							Identificação
							MnS - (ICSD 18007)
							eixo de zona [3,1,6]
	Spot	d-Spacing (nm)	Rec. Pos.(1/nm)	Degrees to Spot 1	Degrees to x-axis	Amplitude	Planos
NBD 1	1	0.1537	6.507	0	150.22	2411	(-1,-3,1)
	2	0.1316	7.596	63.89	86.32	425	(-4,0,2)
	3	0.1287	7.772	114.89	35.32	473	(-3,3,1)
	4	0.1559	6.414	177.88	-31.91	2289	(1,3,-1)
	5	0.1296	7.719	115.28	-94.5	828	(4,0,-2)
	6	0.1323	7.56	62.8	-146.98	751	(3,-3,-1)
	7	0.0774	12.92	1.39	148.82	199	(-2,-6,2)
	8	0.08634	11.58	34.87	115.34	156	(-5,-3,3)
	9	0.08049	12.42	33.61	-176.17	204	(2,-6,0)
							eixo de zona [2,0,5]
NBD 2	1	0.233	4.292	0	7.91	4403	(0,-2,0)
	2	0.1276	7.838	1.19	9.1	1071	(0,-4,0)
	3	0.08744	11.44	1.82	9.72	173	(0,-6,0)

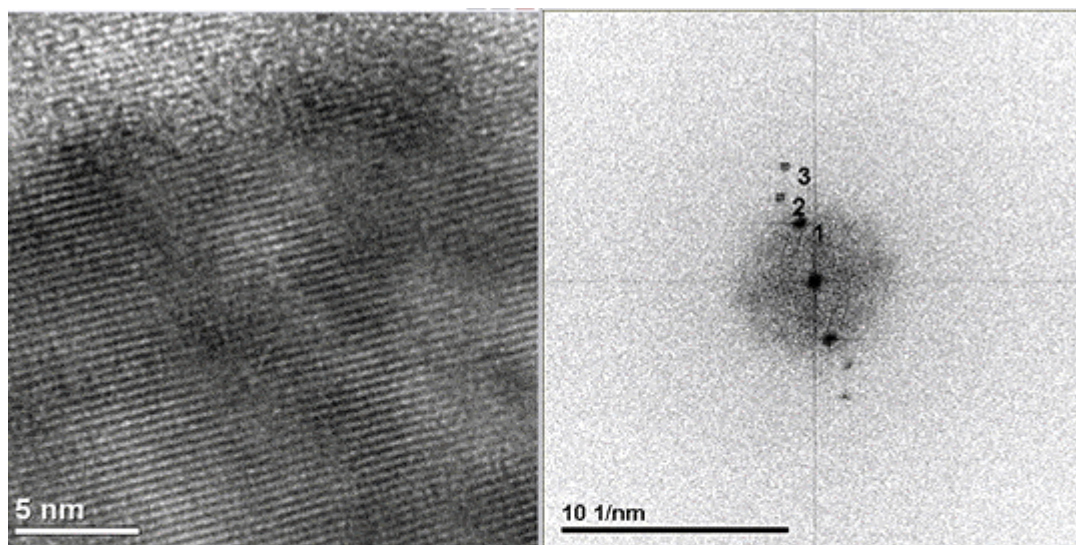
APÊNDICE E19

Identificação e indexação da transformada de Fourier apresentada na Figura 5.70(a)



APÊNDICE E20

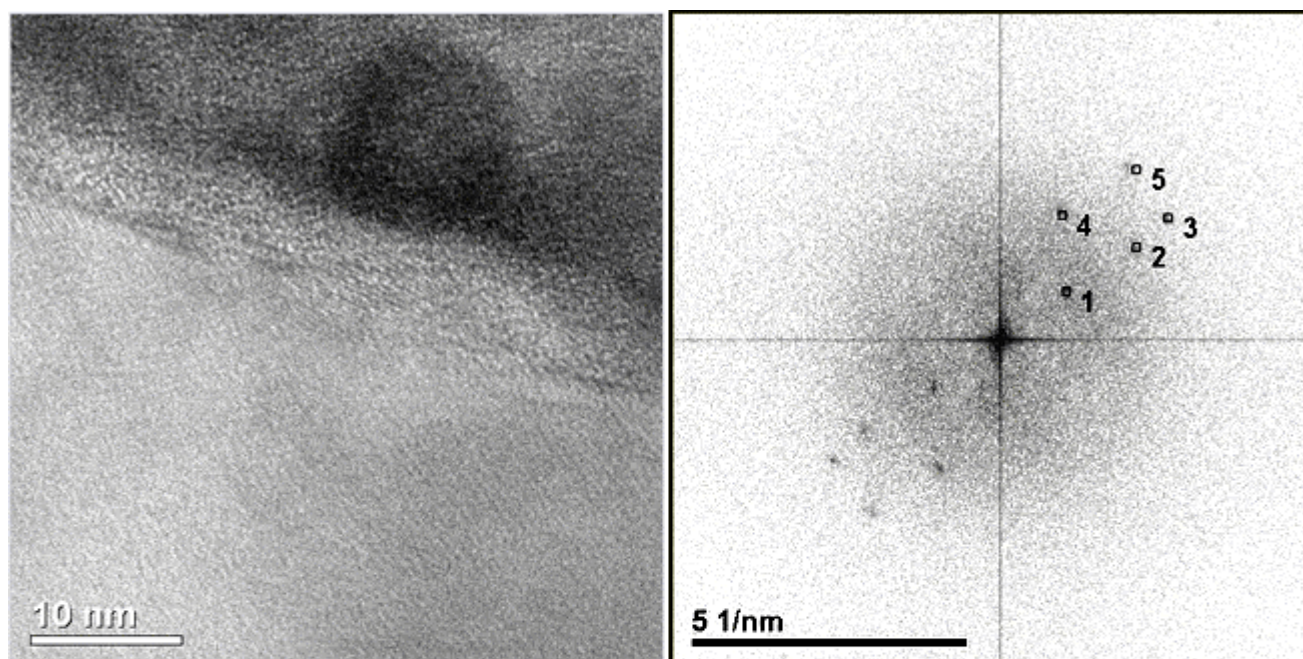
Identificação e indexação da transformada de Fourier apresentada na Figura 5.70(b)



Medido com o programa Gatan DigitalMicrograph®						Identificação
Spot	d-Spacing (nm)	Rec. Pos. (1/nm)	Degrees to Spot 1	Degrees to x-axis	Amplitude	β -Si ₃ N ₄ - (ICSD 644682)
						eixo de zona [4,2,3]
						Planos
1	0.3844	2.602	0	104.03	527913.6	(1,-2,0)
2	0.2523	3.964	8	112.03	23582.49	
3	0.1925	5.195	0.37	104.4	35603.29	(2,-4,0)

APÊNDICE E21

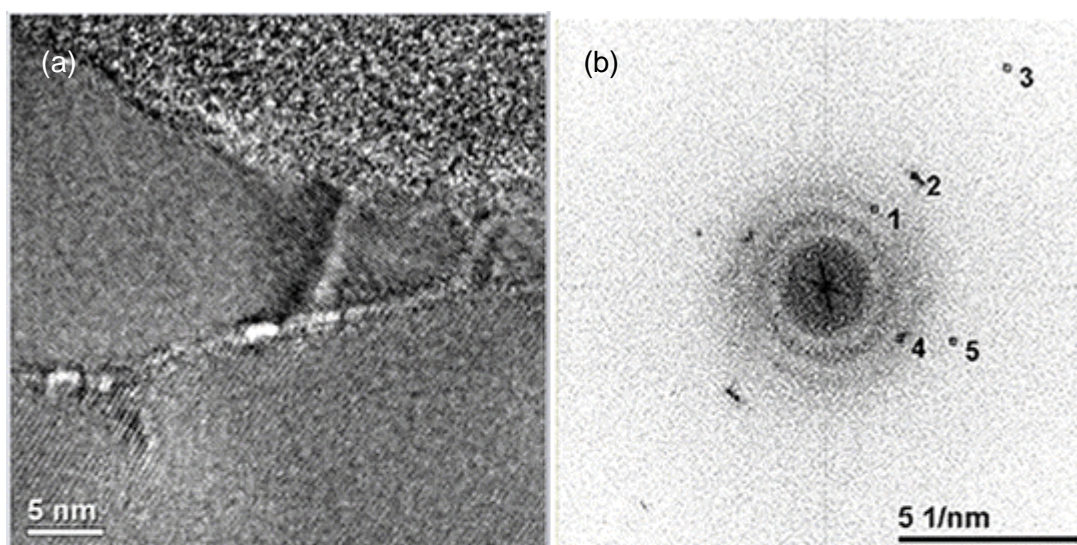
Identificação e indexação da transformada de Fourier apresentada na Figura 5.71



Medido com o programa Gatan DigitalMicrograph®						Identificação	
						β -Si ₃ N ₄ - (ICSD 644682)	MnS - (ICSD 18007)
	d-Spacing (nm)	Rec. Pos.(1/nm)	Degrees to Spot 1	Degrees to x-axis	Amplitude	eixo de zona [4,0,1]	eixo de zona [4,0,5]
Spot						Planos	
1	0.6721	1.488	0	35.7	116910.1	(0,-1,0)	
2	0.3348	2.987	1.7	34	31156.15	(0,-2,0)	
3	0.2664	3.754	0.06	35.76	26584.88		(0,-2,0)
4	0.395	2.531	27.65	63.34	40937.3		
5	0.253	3.952	15.55	51.25	17453.22		(0,-2,0)

APÊNDICE E22

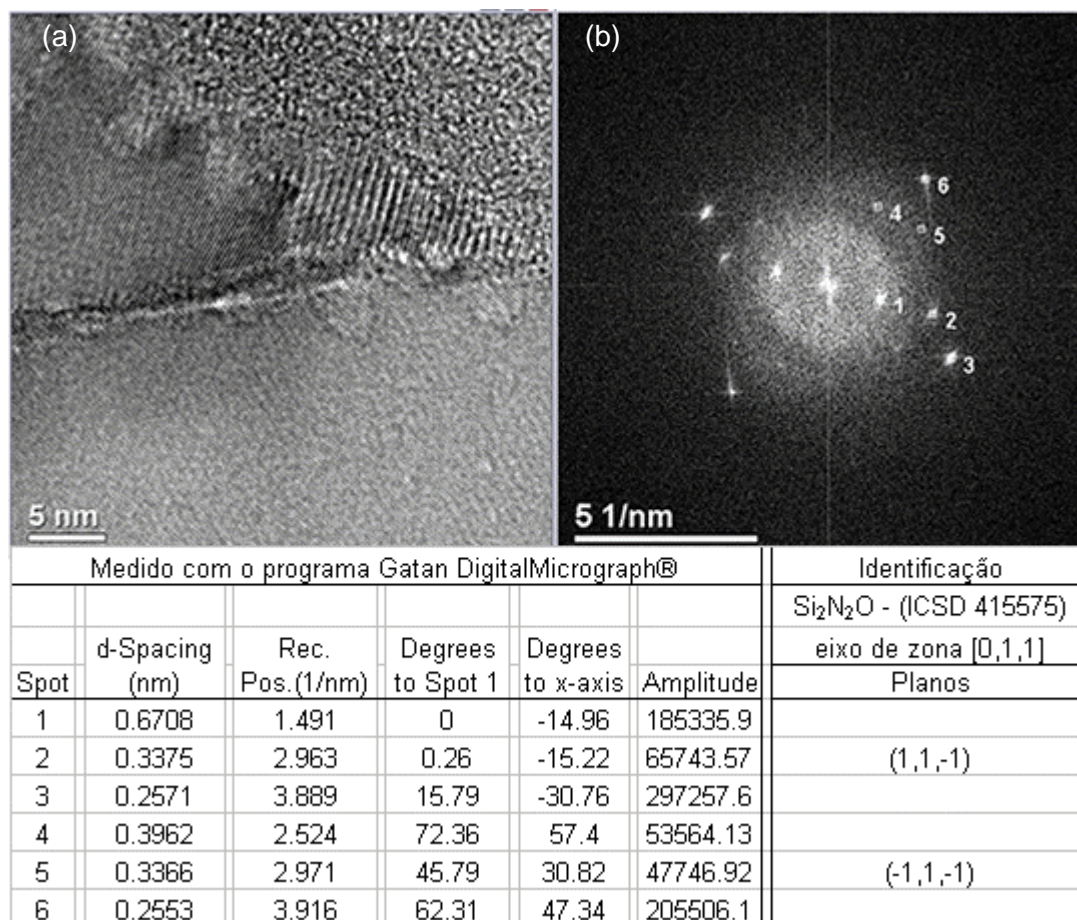
Identificação e indexação da transformada de Fourier apresentada na Figura 5.72(a)



Medido com o programa Gatan DigitalMicrograph®						Identificação
	d-Spacing (nm)	Rec. Pos. (1/nm)	Degrees to Spot 1	Degrees to x-axis	Amplitude	β -Si ₃ N ₄ - (ICSD 644682)
Spot						eixo de zona [5,2,1]
						Planos
1	0.3965	2.522	0	57.31	34969.66	
2	0.2554	3.915	6.32	50.99	48499.07	(0,1,-2)
3	0.1275	7.84	7.22	50.09	12593.56	(0,2,-4)
4	0.3979	2.513	92.02	-34.71	98000.22	
5	0.2618	3.82	80.41	-23.1	29531.16	

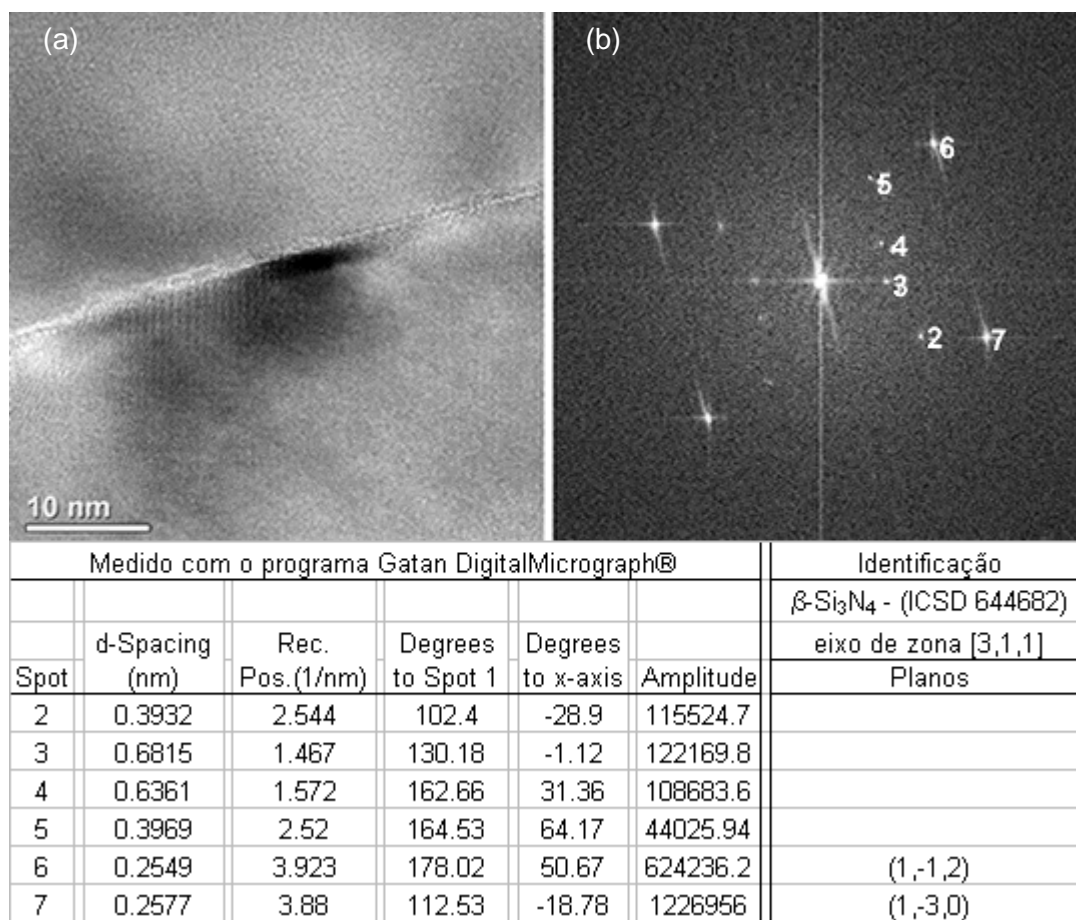
APÊNDICE E23

Identificação e indexação da transformada de Fourier apresentada na Figura 5.72(b)



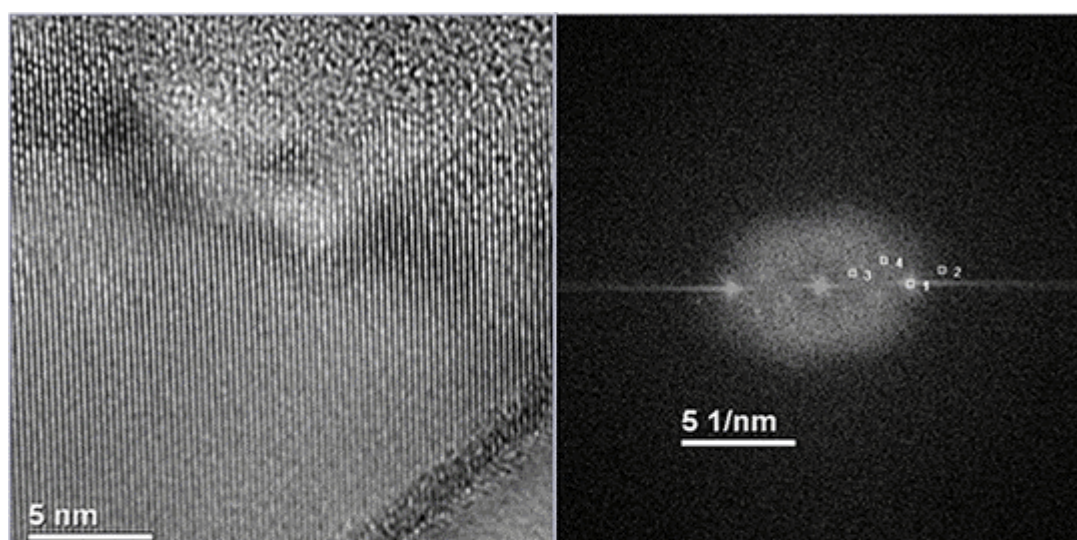
APÊNDICE E24

Identificação e indexação da transformada de Fourier apresentada na Figura 5.73(b)



APÊNDICE E25

Identificação e indexação da transformada de Fourier apresentada na Figura 5.75(b)



Medido com o programa Gatan DigitalMicrograph®						Identificação
						β -Si ₃ N ₄ - (ICSD 644682)
	d-Spacing	Rec.	Degrees	Degrees		eixo de zona [0,0,1]
Spot	(nm)	Pos.(1/nm)	to Spot 1	to x-axis	Amplitude	Planos
1	0.2554	3.916	0	1.6	3589689	(-2,3,0)
2	0.1865	5.363	5.48	7.08	42508.39	(-3,4,0)
3	0.6665	1.5	19.3	20.91	488589.5	(-1,1,0)
4	0.3359	2.977	19.71	21.31	256892.4	(-2,2,0)